

**СБОРНИКИ  
СОКРАЩЕННЫХ  
ПЕРЕВОДОВ  
И РЕФЕРАТОВ  
ИНОСТРАННОЙ  
ПЕРИОДИЧЕСКОЙ  
ЛИТЕРАТУРЫ**

# **ПРОБЛЕМЫ СОВРЕМЕННОЙ ФИЗИКИ**

**СЕРИЯ ТРЕТЬЯ  
ВЫПУСК**

**8**

**ТВЕРДОЕ ТЕЛО  
(ФИЗИЧЕСКОЕ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ  
И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ  
И СПЛАВОВ)**

**1 9 5 1**

---

**ИЗДАТЕЛЬСТВО  
ИНОСТРАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ**

# ПРОБЛЕМЫ СОВРЕМЕННОЙ ФИЗИКИ

СБОРНИКИ  
СОКРАЩЕННЫХ ПЕРЕВОДОВ И РЕФЕРАТОВ  
ИНОСТРАННОЙ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ  
ЛИТЕРАТУРЫ

*Серия третья*

ВЫПУСК

8

ТВЕРДОЕ ТЕЛО  
(ФИЗИЧЕСКОЕ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ  
И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ  
И СПЛАВОВ)

УПРАВЛЕНИЕ НАУЧНОЙ ИНФОРМАЦИИ

---

ИЗДАТЕЛЬСТВО  
ИНОСТРАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

Москва, 1951

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ЖУРНАЛОВ И ПРИНЯТЫХ СОКРАЩЕНИЙ

Acta Physica Austriaca	Acta Phys. Austr.
Annalen der Physik	Ann. d. Phys.
Australian Journal of Scientific Research	Austr. Journ. Sci. Res.
British Journal of Applied Physics	Brit. Journ. Appl. Phys.
Canadian Metals	Can. Met.
Comptes Rendus	C. R.
Iron Age	Iron Age
Journal of Applied Mechanics	Journ. Appl. Mech.
Journal of Applied Physics	Journ. Appl. Phys.
Journal of the Franklin Institute	Journ. Franklin Inst.
Journal of the Iron and Steel Institute	Journ. Iron Steel Inst.
Journal of the Institute of Metals	Journ. Inst. Met.
Journal of Metals	Journ. Met.
Journal of Research of the National Bureau of Standards	Journ. Res. Nat. Bureau Stand.
Journal of Scientific Instruments	Journ. Sci. Instr.
Materials and Methods	Mat. a. Meth.
Metal Progress	Met. Progr.
Nature	Nature
Naturwissenschaften	Naturwiss.
Philosophical Magazine	Phil. Mag.
Physical Review	Phys. Rev.
Proceedings of the Indian Academy of Sciences	Proc. Ind. Acad. Sci.
Proceedings of the Physical Society	Proc. Phys. Soc.
Proceedings of the Royal Society	Proc. Roy. Soc.
Revue de métallurgie	Rev. métallurg.
Transactions of the American Society of Mechanical Engineers	Trans. ASME
Transactions of the American Society for Metals	Trans. ASM
Welding Journal	Weld. Journ.
Werkstoffe und Korrosion	Werkst. u. Korros.
Zeitschrift für Metallkunde	Zs. f. Metallkunde
Zeitschrift für Naturforschung	Zs. f. Naturforsch.
Zeitschrift für Physik	Zs. f. Phys.

Томы и страницы журналов обозначаются по общепринятому стандарту. Для крупных статей указана не только первая, но и последняя страница.

Обозначение (A) после названия статьи указывает, что в печати опубликовано только краткое резюме работы.

Ссылки на рефераты настоящего выпуска обозначаются цифрой в квадратных скобках: [52]. Ссылки на рефераты, помещенные в других выпусках, обозначаются следующим образом: [VIII, 136 (1950)]. Здесь первая цифра указывает номер выпуска, вторая — номер реферата. В скобках стоит подзадание сборника.

## ПРЕДИСЛОВИЕ

В настоящий сборник включены рефераты иностранных работ в области металловедения, опубликованные в 1950 г. и частично в 1949 г. При этом преимущественно использовались журналы и статьи физического направления.

Значительное развитие металловедческих исследований привело в последнее время к стремлению разделять такие работы на две самостоятельные группы. К первой из них относят обычно работы в области физического металловедения, а ко второй — работы по механике материалов. Нетрудно, однако, видеть, что вторая группа исследований, так же как и первая, в настоящее время не может не опираться на современную технику физического эксперимента и применение последних достижений технической физики. Часто приходится отмечать, что работы второй группы по уровню примененных физических средств ничем не уступают работам первой группы, а в ряде случаев даже превосходят их по своей сложности. Последнее особенно ярко обнаруживается в работах по изучению динамических свойств металлов и природы явления удара ([227]—[229]), для проведения которых еще совсем недавно инженеры-практики имели в своем распоряжении лишь самые примитивные средства. С другой стороны, исследования, выполненные с помощью сравнительно простой методики механики материалов, тем не менее, зачастую позволяют подойти к решению принципиальных задач физики твердого тела и обеспечивают нахождение важных физических величин. К такого рода работам можно отнести, например, статьи [113] и [175], в которых на основании определения некоторых усредненных механических характеристик выясняются значения энергии активации отжига и рекристаллизации металлов.

Из сказанного следует, что разделение металловедческих исследований на две указанные группы в ряде случаев практически неосуществимо. Поэтому в настоящем сборнике все реферируемые металловедческие работы объединены под одним общим заголовком «Физическое металловедение и механические свойства металлов и сплавов», и среди них можно найти как исследования в области физики металлов, так и работы, посвященные той области знаний, которую в последнее время принято называть механикой материалов. Распределение материала по разделам осуществлено по узкому тематическому признаку. В тех случаях, когда работа одновременно может быть отнесена к нескольким разделам, она помещена в том из них, который отвечает основному ее содержанию.

В сборнике нашли отражение следующие вопросы:

Исследования чистых металлов и фаз переменного состава в различных сплавах методами термического, микроскопического, рентгенографического и других анализов; исследования связи между кристаллической структурой металлов и сплавов и их свойствами; изучение механизма превращений в металлах и сплавах; исследования различных явлений в сплавах, находящихся в метастабильном состоянии; определение параметров процесса диффузии и самодиффузии; изучение процесса кристалли-

зации из жидкой фазы и явления рекристаллизации в твердом состоянии; изучение разнообразных механических свойств металлов и сплавов в условиях статического или динамического их деформирования при комнатной, пониженных и повышенных температурах; результаты разрешения некоторых методических вопросов, связанных с исследованиями в указанных областях, и др.

Следует отметить, что иностранные авторы во многих случаях замалчивают работы советских ученых. Несмотря на то, что исследования советских научных школ Н. С. Курнакова, С. Т. Конобеевского, Г. В. Курдюмова, Н. Н. Давиденкова, А. А. Бочвара, В. Д. Кузнецова и др. хорошо известны за рубежом, о чем свидетельствуют материалы многих иностранных научно-реферативных журналов, результаты советских работ в оригинальных исследованиях упоминаются лишь в очень редких случаях. Для иллюстрации игнорирования русских работ и повторного «открытия» уже известных фактов достаточно привести следующие примеры. В работе [53] замалчиваются непосредственно относящиеся к рассматриваемому вопросу результаты работ Г. В. Курдюмова с сотрудниками по выяснению механизма изотермического распада аустенита ниже мартенситной точки и изучению природы продуктов распада; между тем, указанная работа в значительной части повторяет результаты, полученные советскими исследователями. Это же относится к работе [176], в которой спустя 20 лет после опубликования Н. Н. Давиденковым с сотрудниками результатов изучения кинетики распространения пластической деформации на весь рабочий объем образца как при статическом, так и при динамическом нагружении вновь «устанавливается», что на начальном участке статической диаграммы растяжения материалов с площадкой текучести не наблюдается однородного деформирования. Следует упомянуть также работу [318], во многом повторяющую результаты, полученные еще в 1930 г. Н. Н. Давиденковым, И. Н. Миролюбовым и Н. Я. Селяковым при изучении ими «полоски Кравз-Тарнавского», названной так по имени русского металлурга, открывшего ее в 1929 г., а также работу [278], автор которой в результате незнакомства с исследованиями М. В. Якутовича с сотрудниками, Л. А. Гликмана, Ф. Ф. Витмана и Н. А. Златина развивает теорию безобразцового нахождения предела текучести поликристаллических металлов, совершенно не увязывающуюся с известными фактами.

В заключение можно отметить также курьез, относящийся к работе [242]. Авторы этой работы сообщают о якобы ими установленном существовании переходной температурной области хрупкости для цинка и сравнивают это явление с известной для железа хладноломкостью. Между тем, хладноломкость цинка была подробно изучена в Германии еще в 1927 г. Гересом и Майлендером, и кривые, характеризующие это явление для цинка, приводимые авторами работы [242] как новые, уже свыше 20 лет фигурируют в советских учебниках по механическим свойствам металлов в качестве одной из иллюстраций хладноломкости металлов гексагональной структуры.

---

---

# 1. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

## 1. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ

1. Система железо — азот. Paranjpe V. G., Cohen M., Bever M. B. and Floe C. F., Journ. Met., 188, 261—265 (1950).

Построена диаграмма состояния Fe — N для интервала температур 450—700° C в области содержания N до 8% (вес.).

2. Система хром — углерод. Bloom D. S. and Grant N. J., Journ. Met., 188, 41—46 (1950).

Учитывая большое значение сведений о диаграмме состояния хром — углерод для современных жаропрочных сплавов, авторы поставили своей задачей проверку и расширение известных данных. Исследование названной системы вплоть до содержания 20% C было осуществлено с помощью металлографического, рентгенографического и термического анализов. Построенная диаграмма состояния показывает, что новые данные для температур плавления карбидов Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> заметно отличаются от старых в сторону повышения (1780 вместо 1670° C и 1895 вместо 1830° C соответственно); для карбида Cr<sub>4</sub>C и чистого Cr найдено удовлетворительное совпадение температур плавления с известными ранее (1520 против 1530—1550° C и 1930 против 1950° C соответственно). Предположение о существовании карбида CrC, высказанное в одной из старых работ, не подтверждено.

3. Система торий — углерод. Wilhelm H. A. and Chiotti P., Trans. ASM, 42, 1295—1310 (1950).

4. Исследование тройной системы железо — хром — никель. Pugh J. W. and Nisbet J. D., Journ. Met., 188, 268—276 (1950).

Сообщаются результаты уточнения диаграммы состояния Fe—Cr—Ni, осуществленного на сплаве высокой чистоты с помощью измерений твердости, параметров диаграммы растяжения и применения дилатометрического и микроструктурного методов.

5. Растворимость водорода в алюминии и некоторых его сплавах. Opie W. R. and Grant N. J., Journ. Met., 188, 1237—1241 (1950).

Изучена растворимость H в Al и сплавах Al — Cu и Al — Si. Установлена ее зависимость от температуры в интервале 700—1000° C, давления в диапазоне 50—800 мм рт. ст. для данного состава и концентрации растворенных в сплаве элементов (Cu — до 50% и Si — до 18%). Показано, что Cu и Si снижают растворимость H в Al, причем первый элемент в большей степени, чем второй.

6. Растворимость натрия в алюминии и его сплаве с кремнием. R a n s l e y C. E. a n d N e u f e l d M., Journ. Inst. Met., 78, 25 — 46 (1950).

Излагаются результаты определения растворимости Na в твердом и жидком Al, а также влияния на эту растворимость присутствия кремния.

7. Система серебро — магний — сурьма в связи с теорией образования сплавов. F r o s t B. R. T. a n d R a y n o r G. V., Proc. Roy. Soc., 203, 132—148 (1950).

Система серебро — магний — сурьма изучалась металлографическим и рентгенографическим методами. Результаты представлены в виде изотермических разрезов тройной диаграммы, выполненных для 550 и 450° С. Приводится последовательный анализ полученных данных в сравнении с ранее изученными диаграммами состояния сплавов серебро — магний — цинк и серебро — магний — олово.

Показано, что отдельные соединения растворенных элементов тем сильнее влияют на равновесное состояние сплава, чем выше температура их образования, которая может рассматриваться как приближенная мера их свободной энергии. Подтверждено представление Юм-Розери о том, что изотермическая граница, при которой соединение  $B_x C_y$  разделяется в системе ABC, может быть описана выражением  $[B]^x [C]^y = \text{const}$ , где [B] и [C] представляют в первом приближении атомные проценты растворенных элементов.

8. Система уран — алюминий и уран — железо. G o r d o n P. a n d K a u f m a n n A. R., Journ. Met., 188, 182—194 (1950).

Излагаются результаты подробного изучения диаграмм состояния и микроструктуры сплавов U — Al и U — Fe. Для каждой из этих пар устанавливается существование нескольких интерметаллических соединений ( $UAl_2$ ,  $UAl_3$ ,  $UAl_5$  и  $UFe_2$ ,  $U_6Fe$ ). Сообщаются результаты изучения их кристаллической структуры и измерения параметров с помощью рентгенографического анализа.

9. Системы уран — вольфрам, уран — тантал и вольфрам — тантал. S c h r a m m C. H., G o r d o n P. a n d K a u f m a n n A. R., Journ. Met., 188, 195—204 (1950).

Сообщаются результаты исследования строений и полных диаграмм состояния сплавов U — W, U — Ta и W — Ta, выполненного с помощью термического, металлографического и рентгенографического методов.

10. Система уран — железо. G r o g a n J. D., Journ. Inst. Met., 77, 571—576 (1950).

На основании результатов термического и дилатометрического анализов строится полная диаграмма состояния U — Fe и подробно исследуется ее урановый угол. Показывается, что растворимость Fe в U в твердом растворе возрастает с повышением температуры от 0,004% (вес.) Fe при 600° С до 0,35% при 805° С. Отмечается образование двух соединений —  $U_6Fe$  и  $UFe_2$ .

**11. Сплавы систем U — Mn и U — Cu.** Wilhelm H. A. and Carlson O. N., Trans. ASM, 42, 1311—1325 (1950).

Изучены сплавы названных систем и построены для обеих систем диаграммы состояния. Установлено, что в системе U — Mn существуют два интерметаллических соединения ( $U_6Mn$  и  $UMn_2$ ) и две эвтектики ( $U_6Mn + UMn_2$  и  $\beta-Mn + UMn_2$ ). В системе U—Cu обнаружено существование одного интерметаллического соединения ( $UCu_5$ ) и одной эвтектики ( $UCu_5 + Cu$ ).

**12. Исследование циркониево-бериллиевой системы с помощью метода порошковой металлургии.** Hausner H. H. and Kalish H. S., Journ. Met., 188, 59—66 (1950).

На основе результатов металлографического и рентгенографического анализов сплавов Be — Zr, полученных по методу порошковой металлургии, авторы дают предположительное изображение диаграммы состояния Be — Zr.

**13. Диаграмма состояния вольфрам — алюминий.** Kubaschewski O., Zs. f. Metallkunde, 41, 159—160 (1950).

Приводится диаграмма состояния W — Al для сплавов, содержащих до 80% (вес.) вольфрама в интервале температур от 500 до 1700° C.

В различных температурных и концентрационных областях отмечены перитектические превращения и образование ряда химических соединений.

**14. Диаграмма состояния уран—алюминий.** Scheil E., Zs. f. Metallkunde, 41, 159—160 (1950).

Дается диаграмма состояния U — Al для сплавов, содержащих до 80% (вес.) алюминия в интервале температур 600—1700° C. На диаграмме отмечены эвтектоидное и эвтектическое превращения и ряд химических соединений ( $UAl_2$ ,  $UAl_3$  и  $UAl_5$ ). Приведены тип и параметр кристаллических решеток этих химических соединений.

**15. Диаграмма состояния магний—галлий.** Groeber H. und Nauk V., Zs. f. Metallkunde, 41, 191—192 (1950).

Приводится диаграмма состояния Mg — Ga для сплавов, содержащих до 100% (вес.) галлия в интервале температур от 0 до 700° C. На диаграмме отмечаются эвтектическое и перитектические превращения и образование четырех химических соединений. Для химических соединений  $Mg_5Ga_2$  и  $Mg_2Ga$  даются плотность, тип и параметры кристаллической решетки. Приводятся также физические и химические свойства сплавов Mg — Ga и способ их получения.

**16. Диаграмма состояния хром — алюминий.** Falkenhagen G. und Hofmann W., Zs. f. Metallkunde, 41, 191—192 (1950).

Дается диаграмма состояния Cr — Al для сплавов, содержащих до 100% (вес.) хрома в интервале температур от 0 до 200° C. На диаграмме отмечены перитектические превращения и семь химических соединений. Приведены типы и параметры кристаллических решеток всех химических соединений этих сплавов, а также химические свойства сплавов.

**17. О тройной системе Pb — PbS — Sn — SnS.** Vogel R. und Zastera A., Zs. f. Metallkunde, **41**, 14—19 (1950).

Излагаются результаты исследования системы с помощью методов термического, микроскопического и рентгенографического анализов.

**18. О системе марганец — фосфор.** Bergak J. und Neumann T., Zs. f. Metallkunde, **41**, 19—23 (1950).

В связи с существованием разнобоя в данных о системе, полученных разными методами, произведено повторное ее исследование с помощью термического, структурно-аналитического, рентгенографического и микроскопического методов. Полученные таким путем данные находятся в согласии друг с другом.

**19. Исследование системы  $Bi_2S_3$ — $Sb_2S_3$ .** Vogel R. und Mässenhausen W., Zs. f. Metallkunde, **41**, 75—80 (1950).

Сообщаются результаты изучения диаграммы состояния системы с помощью методов термического и микроскопического анализов.

**20. Диаграммы состояния золото — гелий и золото — индий.** Pfisterer H., Zs. f. Metallkunde, **41**, 95—96 (1950).

Приводятся полные диаграммы состояния для названных сплавов с кратким описанием наиболее важных характеристик этих диаграмм.

**21. Сплавы золота с кобальтом и железом.** Raub E. und Walter P., Zs. f. Metallkunde, **41**, 234—238 (1950).

**22. Диаграмма состояния кобальт — титан.** Köster W., Zs. f. Metallkunde, **41**, 63—64 (1950).

**23. Диаграмма состояния литий — алюминий.** Schubert K., Zs. f. Metallkunde, **41**, 63—64 (1950).

**24. Диаграмма состояния никель — алюминий.** Groeber H. und Hauck V., Zs. f. Metallkunde, **41**, 283—284 (1950).

**25. Ванадий и его сплавы.** Pearson W., Journ. Iron Steel Inst., **164**, 149—159 (1950).

Дается обзор исследований ванадия и его сплавов. Приводятся данные о физических и химических свойствах ванадия и способах его получения. Описываются соединения ванадия с различными элементами; при этом отмечается неточность ряда прежних работ, связанная с применением недостаточно чистого ванадия, и формулируются основные условия, соблюдение которых необходимо для построения правильных диаграмм состояния ванадиевых сплавов.

**26. Фазы, встречающиеся в сплавах алюминия с медью, магнием, марганцем, железом и кремнием.** Phragmén G., Journ. Inst. Met., **77**, 489—552 (1950).

Излагается исследование сплавов Al с Cu, Mg, Mn, Fe и Si с помощью микроскопического (при освещении обычным и поляризованным светом)

и рентгеноструктурного анализов. Приводится обзор прежних работ. Результаты даны в диаграммах трех-, четырех-, пяти- и шестикомпонентных систем и в подробных таблицах.

**27. Металлографическая оценка состава эвтектики сплава индий — цинк.** S a g a r e l l a S. C. and P e r e t t i E. A., Journ. Met., 188, 890—891 (1950).

Дается уточнение эвтектического состава сплава In — Zn, который, по мнению авторов, раньше был определен неправильно. С помощью микроскопического рассмотрения шлифов показывается, что искомый состав соответствует приблизительно 2% Zn (вес.).

## 2. СТРУКТУРЫ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

**28. Некоторые наблюдения ( $\alpha$ — $\beta$ )-превращения в титане.** M e Q u i l l a n A. D., Journ. Inst. Met., 78, 249—257 (1950).

Отмечаются трудности изучения свойств чистого титана. В частности, указывается, что, несмотря на соблюдение необходимых предосторожностей, полностью предупредить окисление образцов титана не удастся. Показывается, что те ничтожные примеси, которые присутствуют в чистом титане, изготовленном по распространенному в настоящее время методу, оказываются достаточными для того, чтобы вместо дискретной температуры ( $\alpha$  —  $\beta$ )-превращения, равной для идеально чистого титана  $882,5 \pm 1,0^\circ \text{C}$ , можно было наблюдать размытый (более чем на  $100^\circ \text{C}$ ) температурный интервал превращения.

**29. Аллотропия бериллия.** S i d h u S. S. and H e n r y C. O., Journ. Appl. Phys., 21, 1036—1037 (1950).

С помощью рентгеноструктурного анализа изучены  $\alpha$ - и  $\beta$ -формы гексагональной структуры бериллия. Сообщаются параметры этих форм решетки бериллия.

**30. О превращении кобальта.** S a g e M., C. R., 230, 1354—1356 (1950).

Рентгенографическим методом получено прямое подтверждение принятых ныне представлений о механизме происходящего в кобальте аллотропического превращения, согласно которым скольжение плоскостей (111) кубической фазы дает начало образованию плоскостей (0002) гексагональной фазы.

**31. Внутрикристаллическая структура алюминия, наблюдаемая в поляризованном свете.** M c L e a n D., T a t e A. E. L. and F a r m e r M. H., Nature, 165, 70 (1950).

**32. Константы решетки серого олова.** B r o w n l e e L. D., Nature, 166, 482 (1950).

**33. Кристаллическая структура и анизотропия галлия.** P o w e l l R. W., Nature, 166, 1110—1111 (1950).

**34. Кристаллические структуры металлического урана.** T u s k e r C. W., Trans. ASM, **42**, 762—770 (1950).

Отмечается, что металлический уран существует в трех кристаллических модификациях. Первая модификация —  $\alpha$ -фаза — стабильна до температуры  $660^\circ\text{C}$ ; решетка — орторомбическая, пространственной группы  $D_{2h}^{17}$  с параметрами  $a_0 = 2,852\text{ \AA}$ ,  $b_0 = 5,865\text{ \AA}$  и  $c_0 = 4,945\text{ \AA}$ .

Вторая модификация —  $\beta$ -фаза — стабильна в интервале температур  $660\text{—}760^\circ\text{C}$ ; кристаллическая структура не изучена; повидимому, ячейка  $\beta$ -фазы длиннее и более низкой симметрии, чем ячейка  $\alpha$ -фазы.

Третья модификация —  $\gamma$ -фаза — стабильна начиная с  $760^\circ\text{C}$  вплоть до температуры плавления ( $1133^\circ\text{C}$ ); кристаллическая решетка — пространственно центрированный куб с параметром, равным при комнатной температуре  $3,474\text{ \AA}$ .

Указывается, что физические свойства всех трех модификаций сильно различаются. Приводится схема установки для рентгенографического изучения урана при высоких температурах.

**35. Параметры решетки прозрачного кристаллического кварца.** R e i t h H. D., Proc. Phys. Soc., **63B**, 208—215 (1950).

При тарировке дебаевской рентгеновской камеры с помощью прозрачных кристаллов кварца было обнаружено, что параметр решетки в разных экземплярах кристалла не остается постоянным. Прделанное в связи с этим исследование показало, что разница в величине параметра достигает  $0,011\%$ . Высказано предположение о том, что в кристаллах естественного кварца эта разница обусловлена присутствием примесей или пустот; в синтетическом же кварце обнаружена зависимость величины параметра решетки от той температуры, при которой происходил рост кристалла. Подчеркивается, что тарировка рентгеновских камер с помощью прозрачного кварца может приводить к значительной ошибке, если только параметр решетки кристаллов не был предварительно определен прямым методом.

**36. Кристаллография  $\sigma$ -фазы.** P i e t r o k o w s k y P. and D u w e z P., Journ. Met., **188**, 1283—1284 (1950).

Сообщаются полученные с помощью рентгенографического метода орторомбические индексы  $\sigma$ -фаз различных сплавов, как-то: Cr — Co (60—40), Fe — Cr (50—50), Fe — Cr — Mo (30—30—40), Fe — V (50—50), Co — V (50—50) и Ni — V (50—50).

**37. Структуры промежуточных фаз сплавов титана с железом, кобальтом и никелем.** D u w e z P. and T a y l o r J. L., Journ. Met., **188**, 1173—1176 (1950).

С помощью рентгенографического анализа изучены кристаллические структуры промежуточных фаз двойных систем Ti—Fe, Ti—Co и Ti—Ni. Показано, что фазы типа  $Ti_2X$  имеют гранцентрированную кубическую решетку с 96 атомами в ячейке, а фазы типа  $TiX$  — пространственно центрированную кубическую решетку с 2 атомами в ячейке.  $TiFe_2$  и  $TiCo_2$  имеют гексагональную решетку, но не изоморфную (в первом случае типа  $MgZn_2$ , во втором — типа  $MgNi_2$ ). В сплаве Ti—Ni богатая никелем фаза  $TiNi_3$  имеет гексагональную структуру.

38. Параметры решетки аустенита и мартенсита. M a z u r J., Nature, 166, 828 (1950).

39. Параметры решетки магниевых сплавов. B u s k R. S., Journ. Met., 188, 1460—1464 (1950).

На основании литературных данных и результатов, принадлежащих автору, составлены подробные таблицы изменения параметров решетки многочисленных двойных магниевых сплавов в функции от концентрации растворенных элементов. Предложены эмпирические формулы для вычисления параметров тройных сплавов. Показано, что результаты подсчета удовлетворительно совпадают с данными опыта.

40. Параметры решетки бинарных никель-кобальтовых сплавов. T a y l o r A., Journ. Inst. Met., 77, 585—594 (1950).

Сообщаются параметры и вид кристаллической решетки сплавов Ni — Co (в пределах полной диаграммы), установленные с помощью рентгеноструктурного анализа. Дается зависимость параметра решеток от термообработки и способа получения сплава. С увеличением содержания Co параметр гранецентрированной кубической решетки увеличивается. Начиная приблизительно с 74% Co, существуют два вида кристаллической решетки: гексагональная и кубическая, параметры которых при дальнейшем увеличении содержания Co также растут.

41. Рентгенографическое изучение сплавов уран — железо. C l e w s C. J. B., Journ. Inst. Met., 77, 577—580 (1950).

В связи с более ранней работой [10] исследуется структура сплавов (до 50% (вес.) Fe) и определяются параметры и форма решеток. Соединение  $U_6Fe$  имеет тетрагональную структуру, а  $UF_3$  — кубическую типа алмазной.

42. Строение урано-молибденовых сплавов. P f i c i l P. C. L., Journ. Inst. Met., 77, 553—570 (1950).

Сообщаются результаты исследования урано-молибденовой системы с помощью микроскопического, рентгеновского и термического анализов. Главное внимание в работе обращено на вопрос о растворимости Mo в  $\alpha$ -,  $\beta$ - и  $\gamma$ -модификациях U и изучение стабильности сплавов.

43. Новые фазы типа MnP. P f i s t e r e r H. u n d S c h u b e r t K., Zs. f. Metallkunde, 41, 358—367 (1950).

Авторами были рентгенографически исследованы структуры следующих соединений: AuGa, PdSi, PtSi, NiGe, PdGe, IrGe, PtGe и RhSb. Для каждого из перечисленных соединений приведены таблицы, в которых сравниваются значения  $\sin^2 \theta$  и интенсивности линий рентгенограмм, найденные из дебаеграмм и полученные расчетным путем для самых различных индексов плоскостей. Интенсивность линий  $I$  подсчитывалась по формуле

$$I = H \frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cos \theta} \cdot F^2,$$

где  $\theta$  — угол Брэгга,  $H$  — фактор повторяемости и  $F$  — структурный фактор.

Для всех соединений исследованного типа приводятся значения параметров кристаллической решетки  $a$ ,  $b$  и  $c$ . Показано также, что соединения  $MnSb$ ,  $IrPb$  и  $RhBi$  относятся к типу  $NiAs$ , а не  $MnP$ .

**44. Структура эвтектик.** Ellwood E. C. and Bagley K. Q., Journ. Inst. Met., 76, 631—642 (1950).

С помощью микроскопического и рентгенографического методов исследована структура эвтектик четырех двойных сплавов:  $Ag - Cu$ ,  $Al - Cu$ ,  $Ag - Al$  и  $Fe - Fe_3C$ . Замечено существование определенного ориентационного соотношения между двумя составляющими эвтектику фазами. Утверждается, что монокристаллы эвтектического состава представляет собой некоторое образование определенным образом расположенных и переплетенных между собой монокристаллов обеих фаз.

**45. Новая теория твердого состояния.** Z a p f f e C. A., Trans. ASM, 42, 387—398 (1950).

Излагается теория твердого состояния, согласно которой металлы в твердом состоянии рассматриваются как агрегаты субкристаллических частиц коллоидальных размеров.

**46. Выявление перегрева и пережога стали микроструктурными методами.** P r e s s e A. and Nutting J., Journ. Iron. Steel Inst., 164, 46—50 (1950).

Предложен способ выявления структуры перегретой и пережженной стали путем электролитического травления в реактиве  $NH_4NO_3$ . Дана теория, объясняющая особенности действия этого реактива при травлении обычной, перегретой и пережженной стали.

**47. Выявление структуры зерна металлографических образцов простых алюминиевых сплавов.** B a r k e r L. J., Trans. ASM, 42, 347 — 356 (1950).

**48. Механизм электрополировки.** H o a r T. P. and M o w a t J. A. S., Nature, 165, 64—65 (1950).

**49. Применение алмазной пыли для полировки металлографических шлифов нежелезных металлов и сплавов.** P e r r y m a n E. C. W., Journ. Inst. Met., 77, 61—64 (1950).

Предложенный метод предназначен для полировки шлифов, содержащих несколько фаз с сильно различающейся твердостью. При применении для полировки таких шлифов алмазной пыли с поперечником зерен не выше  $1 \mu$  удастся значительно сократить время приготовления шлифа и уменьшить рельеф, связанный с различной полируемостью отдельных фаз.

### 3. МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ПРОЦЕССЫ РАСПАДА

**50. Измерение остаточного аустенита в углеродистых сталях.** A v e r b a c h B. L., Castleman L. S. and Cohen M., Trans. ASM, 42, 112—119 (1950).

Рентгеновским методом производилось определение количества остаточного аустенита на серии закаленных простых углеродистых сталей,

содержащих от 0,20 до 1,07% С. Обнаружено монотонное возрастание количества остаточного аустенита с увеличением содержания углерода. Установлено, что охлаждение стали после закалки до  $-196^{\circ}\text{C}$  в жидком азоте приводит к уменьшению количества остаточного аустенита, причем в сталях с содержанием углерода 0,5% и ниже превращение при охлаждении претерпевает меньшая доля остаточного аустенита, чем в сталях с большим содержанием углерода.

**51. Расширение интервала  $A_{r_1}$  при высокотемпературной обработке малоуглеродистой стали.** Whiteley J., Journ. Iron Steel Inst., 164, 399—405 (1950).

Описываются опыты, показывающие, что при медленном охлаждении малоуглеродистой стали от весьма высоких температур область  $A_{r_1}$  расширяется. При этом из остаточного аустенита выделяется свободный карбид, ведущей фазой в образовании которого является феррит.

Чем выше температура нагрева сверх  $1200^{\circ}\text{C}$  и чем выше содержание марганца в стали, тем более замедляется превращение при охлаждении. Например, при содержании марганца 0,51% и 0,80% конец превращения сдвигается соответственно на 110 и  $200^{\circ}\text{C}$  по сравнению со сталью, содержащей лишь следы марганца. При быстром охлаждении стали от  $1200^{\circ}\text{C}$  указанный эффект существенно уменьшается.

**52. Влияние исходной структуры на образование аустенита.** N e h - r e n b e r g A. E., Journ. Met., 188, 162—174 (1950).

Средствами тщательного металлографического анализа показывается, что новообразования аустенита ограничиваются в своем развитии границами зерен исходной структуры. Если структура исходного металла была получена в результате высокотемпературного превращения с частичным образованием аустенита, то новый аустенит сохраняет ту же ориентацию. В случае исходной структуры в виде бейнита или мартенсита образуется игольчатый аустенит.

**53. Распад аустенита ниже мартенситной точки<sup>1)</sup>.** T h o m p s o n F. C. a n d J e r s o n M. D., Journ. Iron Steel Inst., 164, 27—35 (1950).

При помощи дилагометрического анализа, проведенного для углеродистых сталей, подтверждено, что изотермический распад аустенита происходит и ниже мартенситной точки; показано, что распад аустенита может иметь место даже в том случае, если температура медленно возрастает. Рассмотрена природа продуктов изотермического превращения аустенита ниже мартенситной точки и установлено, что первичным продуктом распада является мартенсит. Отпуск мартенсита может происходить наряду с дальнейшим распадом и приводит к образованию структуры бейнитного типа (игольчатый тростит).

На основе изучения зависимости скорости распада от температуры высказано предположение, что основным фактором, определяющим распад аустенита ниже мартенситной точки, являются механические напряжения. Процессы образования мартенсита при изотермическом распаде и при обычной закалке, в основном, весьма сходны, хотя до сих пор и нет

<sup>1)</sup> Основные положения данной статьи (механизм изотермического распада аустенита ниже мартенситной точки; природа продуктов превращения) были развьяты советскими исследователями еще несколько лет тому назад, см. ДАН СССР, 60, 1543 (1948). (Прим. ред.)

доказательства того, что вызывающие образование мартенсита механические напряжения действуют в обоих случаях по тем же кристаллографическим плоскостям.

**54. Мартенситное превращение вблизи температуры абсолютного нуля.** Kulin S. A. and Cohen M., Journ. Met., 188, 1139—1143 (1950).

Если исходить из предположения о справедливости механизма мартенситного превращения, включающего в себя процесс самодиффузии в аустените, то с понижением температуры скорость образования мартенсита должна все более снижаться и вблизи температуры абсолютного нуля явление этого превращения должно полностью затормозиться. Однако на хромоникелевой стали типа 18-8 и никелевой стали с содержанием 1% С и 20% Ni было показано, что мартенситное превращение, вызываемое в первом случае деформацией при низких температурах, а во втором — простым охлаждением, протекает без замедления вплоть до самых низких температур ( $4^{\circ}$  К). Этим доказывается, по крайней мере для изученных в настоящей работе сталей, несправедливость названного выше предположения о механизме явления<sup>1)</sup>. На примере результатов опыта с марганцовистой сталью (0,6% С, 8% Mn) оспаривается наблюдение подавления мартенситного превращения в аналогичной стали (0,6% Со, 6% Mn) при глубоком охлаждении, сделанное Курдюмовым и Максимовой<sup>2)</sup>.

**55. Превращения  $\alpha \rightarrow \gamma$  и  $\gamma \rightarrow \alpha$  в бинарных железо-никелевых сплавах.** Allen N. and Earley C., Journ. Iron Steel Inst., 166, 281—288 (1950).

Экспериментально исследуется влияние никеля на скорость и характер превращения в железо-никелевых сплавах с содержанием никеля до 18%. Указывается, что при охлаждении (Fe — Ni)-сплавов  $\gamma$ -твердый раствор превращается в перенасыщенный  $\alpha$ -твердый раствор  $\alpha_2$ . Во время последующего нагрева этот твердый раствор распадается. Дилатометрические и металлографические наблюдения показывают наличие изотермического превращения.

При нагреве и охлаждении (Fe — Ni)-сплавов имеют место два различных типа фазового перехода: во время изотермического превращения сплавов в двойной области  $\alpha + \gamma$  перенасыщенный твердый раствор  $\alpha_2$  распадается на два других твердых раствора с различным содержанием никеля, в то время как при близких температурах изотермическое превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$  при охлаждении сплавов из  $\gamma$ -фазы не имеет места.

Обсуждается кинетика изотермического превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$  и делается предварительный вывод об определяющем влиянии на скорость превращения вероятности появления зародышей, содержащих около 300 атомов.

**56. Кинетика эвтектоидного превращения в сплавах железа с азотом.** Bose V. N. and Hawkes M. F., Journ. Met., 188, 307—316 (1950).

Для сплава железа с азотом (2,35% (вес.)) с помощью рентгенографического и микроструктурного методов, а также измерения микротвердости изучены кинетика и морфология эвтектоидного превращения. Установлено

<sup>1)</sup> Следует заметить, что в одной из последних работ Г. В. Курдюмова и О. П. Максимовой („Проблемы металловедения и физики металлов“, сборник второй, Металлургиздат, 1954) устанавливается существование температурной зависимости скорости превращения аустенита в мартенсит при низких температурах. (Прим. ред.)

<sup>2)</sup> См. ДАН СССР, 61, 83 (1948).

подобие этого сплава эвтектоидному сплаву Fe — C в отношении его перлитных и мартенситных структур. Показана большая стабильность сплава Fe — N по сравнению с Fe — C и более медленное протекание в нем изотермических превращений.

**57. Влияние азота, железа и никеля на ( $\alpha$  —  $\beta$ )-превращение и выделение  $\gamma$ -фазы в сплавах кобальта с хромом.** Elser A. R. and Mc Bride C. S., *Journ. Met.*, 188, 154—161 (1950).

Излагаются результаты подробного металлографического изучения указанного в заголовке статьи влияния в сплавах с соотношением кобальта к хрому, равным 80 : 20 и 68 : 32. Показано, что нахождение в этих сплавах азота, никеля или железа приводит к понижению температурной области ( $\alpha$ — $\beta$ )-превращения и способствует образованию  $\gamma$ -фазы.

**58. Характеристики превращения в сплаве литий — магний.** Barrett C. S. and Clifton D. F., *Journ. Met.*, 188, 1329—1332 (1950).

Сообщаются результаты подробного рентгенографического изучения низкотемпературного превращения типа мартенситного в сплаве Li—Mg с содержанием 12,4% (атомн.) Mg. В области температур 80—200° K определены критические температуры образования и распада низкотемпературной фазы.

**59. Изотермическое превращение бериллиевой бронзы эвтектоидного состава.** Fillnow R. H. and Mack D. J., *Journ. Met.*, 188, 1229 — 1236 (1950).

Для бронзы с содержанием 94,035% Cu и 5,965% Be с помощью металлографического изучения структуры, измерения микротвердости и рентгенографического метода прослеживаются изменения в сплаве, протекающие во времени при изотермической его выдержке на уровне разных температур от 592 до 204° C. На основании этих данных строится диаграмма пятидневных изотерм распада  $\beta$ -фазы.

**60. Кристаллическая структура и превращения в сплаве индий — таллий.** Guttman L., *Journ. Met.*, 188, 1472—1477 (1950).

С помощью рентгенографического и металлографического методов исследуются разные сплавы In—Tl. Показывается, что при концентрации Tl от 0 до 22,73% (атомн.) (при комнатной температуре) твердый раствор имеет тетрагональную грациентрированную решетку; при более высоких концентрациях Tl он имеет грациентрированную кубическую решетку. Повышение температуры до 105° C сдвигает концентрацию, соответствующую этому превращению, в сторону меньших содержаний Tl (18% (атомн.)). Дается предположительная полная диаграмма состояния системы In — Tl.

**61. Кристаллография превращения кубической решетки в тетрагональную в системе индий — таллий.** Bowles J. S., Barrett C. S. and Guttman L., *Journ. Met.*, 188, 1478—1485 (1950).

Названное в заголовке статьи и отмеченное в предыдущем сообщении [60] бездиффузионное превращение, наблюдаемое при охлаждении сплава с содержанием 20,75% (атомн.) Tl, было подвергнуто подробному металлографическому и рентгенографическому исследованию. Авторы при-

ходит к заключению, что это превращение осуществляется путем сдвига в плоскости (101) и в направлении  $[\bar{1}01]$  с последующим вторым сдвигом в плоскости (011) и в направлении  $[0\bar{1}1]$ .

**62. О структуре распада богатых магнием твердых растворов магний - алюминий.** Bullian W., Zs. f. Metallkunde, **41**, 332—334 (1950).

Работа является продолжением целого ряда исследований того же автора, опубликованных ранее и посвященных изучению распада богатых магнием пересыщенных твердых растворов двойных сплавов магний - алюминий с содержанием алюминия от 4 до 12%. После различной степени гомогенизации (от 1 до 14 дней при температуре 420° С) сплавы подвергались отпуску при различных температуре и продолжительности выдержки. В работе показано, что в зависимости от режима термической обработки сплавов при распаде образуются или «эвтектоид», или «выпрямленные выделения». Так, при отпуске в интервале от 100 до 250° С структура распада зависит от того, в какой степени прошла гомогенизация твердого раствора: при недостаточном выравнивании концентрации при распаде образуется только эвтектоид; при лучшей гомогенизации (большая продолжительность) возникают обе составляющие вместе; при максимальном выравнивании концентрации твердого раствора при распаде образуются только «выпрямленные выделения». При температуре отпуска выше 250° С, независимо от того, проводилась ли гомогенизация или нет, при распаде образуются только «выпрямленные выделения».

**63. Взаимодействие выделяющихся при распаде твердого раствора сферических частиц.** Wert C. and Zener C., Journ. Appl. Phys., **21**, 5—8 (1950).

Предлагается новая теория явления, в которой в развитие прежней теории, принадлежащей одному из авторов<sup>1)</sup>, уточняется способ учета взаимодействия выделяющихся частиц в предположении их сферической формы. Для частного случая слабых концентраций решение доводится до конца. Результаты подсчетов количества выделившейся фазы в зависимости от времени сравниваются с данными эксперимента для случая распада твердого раствора углерода в  $\alpha$ -железе. Устанавливается хорошее совпадение теоретических данных с опытными.

**64. Микроскопическое изучение распада соединения  $Mg_7Zn_3$ .** Koster W., Zs. f. Metallkunde, **41**, 37—39 (1950).

Если сплав с содержанием 52% Zn отжечь при 335° С и затем быстро охладить, то под микроскопом можно увидеть, что он состоит из однородной массы зерен соединения  $Mg_7Zn_3$ . Подвергая этот сплав нагреву разной продолжительности, при температурах 320, 300, 280, 250 и 230° С, автор с помощью микроскопа проследил процесс распада соединения и измерил скорости распада. Одновременно производились опыты со сплавами с несколько меньшим и несколько большим содержанием Zn. Предлагается объяснение наблюдаемых явлений.

**65. Модифицирование сплавов алюминия с кремнием.** Hall B. M. and Chalmers B., Journ. Inst. Met., **77**, 79—97 (1950).

Результат модифицирования сплавов Al — Si небольшими (до 1%) добавками Na изучался с помощью определения механических свойств и

<sup>1)</sup> Wert C., Journ. Appl. Phys., **20**, 943 (1949).

микроструктуры сплавов. В отличие от предыдущих работ, количество Na, действительно присутствующего в сплавах, определялось после превращения содержащегося в сплаве  $\text{Na}^{23}$  с помощью нейтронного облучения в радиоактивный изотоп  $\text{Na}^{24}$ , что обеспечивало точное установление концентраций Na. Выяснено, что механизм модифицирования сплавов Pb — Sb алюминием не является тождественным с рассмотренным в работе, так как добавка Al в последнем случае заметно понижает температуру затвердевания эвтектики.

**66. Карбиды в длительно отожженных ванадиевых сталях.** Crafts W. and Lamont J. L., Journ. Met., 188, 561—574 (1950).

Сообщаются результаты подробного микроструктурного исследования с помощью электронного микроскопа (при увеличениях до 25 000 раз) карбидов в различных хромо-молибденовых сталях после их длительного (от 2 до 1000 час.) выдерживания при температурах от 280 до 760° C; при этом выясняются условия, благоприятствующие образованию карбидов  $\text{Fe}_2\text{C}$ ,  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{V}_4\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_4\text{C}$  и  $\text{Mn}_6\text{C}$ , вероятный механизм их образования, их форма, размеры и влияние на механические свойства стали.

**67. AuCu-Превращение в тройных сплавах.** Raub E. und Walter P., Zs. f. Metallkunde, 41, 240—243 (1950).

**68. Снятие остаточных напряжений при распаде твердого раствора.** Clarebrough L. M., Nature, 165, 39 (1950).

#### 4. УПОРЯДОЧЕНИЕ СПЛАВОВ

**69. Процесс упорядочения в сплаве кобальта с платиной.** Newkirk J. B., Geisler A. H., Martin D. L. and Smoluchowski R., Journ. Met., 188, 1249—1260 (1950).

На сплаве, близком по составу к соединению PtCo, исследовались механизм и кинетика процесса упорядочения при изотермическом отжиге в интервале температур 400—800° C. Наблюдения осуществлялись с помощью рентгенографического метода, микроструктурного анализа, измерения твердости и определения электросопротивления и магнитных свойств трех сплавов. На основе проведенного изучения явления дается описание его механизма и кинетики в сопоставлении с результатами других исследований.

**70. Сверхструктура в  $\alpha$ -фазе сплава серебро — магний.** Clarebrough L. M. and Nicholas J. F., Austr. Journ. Sci. Res., 3A, 284—289 (1950).

С помощью рентгенографического метода и измерения электропроводности в сплаве Ag — Mg с содержанием 25% (атомн.) Mg устанавливается существование сверхструктуры и показывается, что переход порядок — беспорядок происходит в интервале температур 386—389° C. Отмечается хорошее согласие наблюдений, полученных для соединения  $\text{Ag}_3\text{Mg}$ , с таковыми для  $\text{Cu}_3\text{Au}$ .

**71. Рентгенографическое определение порядка в монокристаллах  $\text{Cu}_3\text{Au}$ .** Cowley J. M., Journ. Appl. Phys., 21, 24—30 (1950).

Методом дифракции рентгеновских лучей производилось изучение ближнего и дальнего порядков в монокристаллах  $\text{Cu}_3\text{Au}$  при повышенных

температурах (300—550° С). Результаты хорошо согласуются с теоретическими ожиданиями, полученными автором с помощью рассмотрения трехмерной задачи диффузного рассеяния рентгеновских лучей.

**72. Диаграмма равновесия для перехода порядок — беспорядок вблизи соединения  $Ni_3Fe$  ферро-никелевых сплавов.** J o s s o E., C. R., 230, 1467—1469 (1950).

Температура  $T_c$  перехода порядок — беспорядок в ферро-никелевых сплавах в интервале концентраций Ni от 68 до 80% определялась делатометрическим способом, основанным на доказанном автором факте изменения удельного объема при рассматриваемом переходе. Кривая зависимости  $T_c$  от содержания Ni в указанной области, близкой к соединению  $Ni_3Fe$ , имеет максимум, несколько смещенный относительно состава соединения в сторону меньших концентраций Ni.

**73. Явление возврата на примере упорядоченного распределения атомов.** D a h l O., Zs. f. Metallkunde, 41, 8—9 (1950).

Путем сравнения кривых изменений электросопротивления соединений  $Cu_3Au$  во времени при разных температурах с такими же кривыми для улучшаемых алюминиевых сплавов доказывается, что характер кривых, выражающих собой изменения в степени порядка в решетке, в обоих случаях в основном одинаков.

## 5. СТАРЕНИЕ СПЛАВОВ

**74. Упрочнение и разупрочнение стареющих алюминиевых сплавов путем термической обработки и деформирования.** W a s s e r m a n n G., Zs. f. Metallkunde, 41, 50—55 (1950).

На сплавах типа Al — Cu, Al — Cu — Mg и Al — Zn — Mg изучено изменение их твердости во времени после термической обработки или деформирования, а также после сочетания этих операций. Показано, что упрочняющее действие деформации является наибольшим для закаленных состояний. Этот эффект тем меньше, чем больше был упрочнен сплав при предварительном старении. Установлено, что при каждой заданной степени наклепа изменение твердости при вылеживании в условиях определенной температуры очень быстро достигает постоянного значения. При малых деформациях в некоторых случаях наблюдается при этом даже падение твердости. Если состаренный сплав типа Al — Cu — Mg подвергнуть деформированию и затем повторной выдержке при температуре первого старения, то в начале последней операции наблюдается отчетливое временное снижение твердости.

**75. О кинетике дисперсионного твердения.** K ö s t e r W., Zs. f. Metallkunde, 41, 71—75 (1950).

Излагается обзор развития взглядов на природу явления дисперсионного твердения. Вкратце сообщаются некоторые новые данные об энергии активации дисперсионных выделений, изменении электропроводности в зависимости от температуры отпуска при разных продолжительностях последнего, изменении твердости во времени при повышенных температурах и др., полученные на алюминий-серебряном сплаве. Даются рекомендации для дальнейших исследований.

**76. О дисперсионном твердении медно-кадмиевых сплавов.** S c h l ö s - s e r H. G. und W a s s e r m a n n G., Zs. f. Metallkunde, 41, 162—170 (1950).

Процесс дисперсионного твердения изучался на сплавах с содержанием 4,2 Cd, подвергавшихся нагреву до 650° С и последующей закалке на воздухе. Исследование проводилось с помощью измерения твердости по Бринелю. Нагрев после закалки (отпуск) производился до температур 240, 300, 350, 375, 400 и 450° С с различным временем выдержки, от 0 до 400 час. Приведенные авторами кривые зависимости твердости от времени выдержки при различных температурах показывают, что наибольшее повышение твердости достигается при температурах между 300 и 400° С; при этом твердость растет в первые часы выдержки быстро, затем почти не изменяется. Изучалось также влияние наклепа в 10 и 20%, производимого непосредственно после закалки и после выдержки различной продолжительности (25, 81 и 225 час.), на процесс дисперсионного твердения. Эти опыты показали, что твердость при отпуске после наклепа, производимого непосредственно после закалки, больше, чем при отпуске в случае промежуточной выдержки перед наклепом.

**77. Изменение электросопротивления  $\alpha$ -фазы малоуглеродистой стали после закалки.** G r u h l W., Zs. f. Metallkunde, 41, 171—177 (1950).

Изучалось изменение во времени электросопротивления стальных проволок (0,05% С, 0,008% N, 0,25% Mn, 0,01% Si, 0,017% P и 0,034% S) после закалки их с 700° С, т. е. имеющих структуру  $\alpha$ -твердого раствора; вылеживание образцов осуществлялось при разных температурах. В интервале температур 60—200° С кривая спадаания электросопротивления достигает насыщения. Процесс выделения Fe<sub>3</sub>C-фазы начинается после некоторого инкубационного периода. При 20° С снижение электросопротивления также значительно, однако затухания процесса наблюдать не удалось. Вылеживание образцов разной степени вытяжки показало, что наклеп приводит к ускорению процесса выделений и укорочению инкубационного периода. Исследование явления возврата на выдержанных при комнатной температуре в течение 7<sup>1</sup>/<sub>2</sub> месяцев проволоках (перед этим закаленных) показало, что при температуре отпуска 300° С через 3 сек. наблюдается полное восстановление исходных (в закаленном состоянии) свойств. Пластическая деформация перед вылеживанием затрудняет возврат тем сильнее, чем выше степень наклепа. При высоких степенях наклепа явление возврата при 200° С совсем не обнаруживается. Образцы, подвергнутые изотермическому многочасовому вылеживанию при 100° С, обнаруживают полный возврат при 350° С через 2 сек. Утверждается, что при комнатной температуре, так же как и при повышенных температурах, протекает только выделение Fe<sub>3</sub>C-фазы.

На основе полученных данных вычисляется энергия активации процесса выделения 14 500 кал/грамм-атом, которая оказывается заметно ниже энергии активации, определенной для диффузии углерода в  $\alpha$ -железо 18 100 кал/грамм-атом. Это различие объясняется тем, что в пересыщенном твердом растворе содержится большая энергия, чем в равновесном твердом растворе. Такое же объяснение дается низкому значению энергии активации возврата (6300 кал/грамм-атом).

**78. К вопросу о температурном гистерезисе некоторых свойств  $\alpha$ -медных твердых растворов.** S c h u b e r t K. und J a g g i R., Zs. f. Metallkunde, 41, 367—369 (1950).

В статье описываются опыты по исследованию изменения постоянной решетки технического сплава следующего состава: 83,0% Cu, 12,1% Mn,

3,5% Al, 0,9% Fe, 0,3% Si, 0,2% P в зависимости от режима термической обработки.

Полученные данные авторы сравнивают с результатами dilatометрических измерений и измерениями электросопротивления. Все перечисленные физические свойства  $\alpha$ -фазы зависят от скорости охлаждения после нагрева. Так, после медленного охлаждения в печи постоянная решетки и электросопротивление всегда меньше, чем после закалки от той же температуры. Различен также и ход кривых зависимости постоянной решетки и электросопротивления от температуры нагрева в интервале от комнатной температуры до 750° C в зависимости от скорости охлаждения после нагрева. Существенное влияние оказывает продолжительность выдержки при температуре нагрева. Чем больше выдержка (наибольшее время выдержки составляло 8 час.), тем меньше электросопротивление, постоянная решетки и удельный объем.

В конце статьи кратко излагаются попытки различных исследователей объяснить описанное явление. Для окончательного объяснения эффекта, по мнению авторов, необходимы дальнейшие опыты.

**79. Влияние малых добавок Cd, In, Sn, Sb, Tl, Pb или Bi на характеристики старения чистого и термически обработанного алюминивно-медно(4%)-титанового (0,15%) сплава.** Hardy H. K., Journ. Inst. Met., 78, 169—194 (1950).

Показано, что малые добавки растворимых в алюминии первых трех названных элементов в количестве примерно 0,05% (вес.) оказывают существенное влияние на течение процесса дисперсионного твердения сплава: естественное старение замедляется, а искусственное — ускоряется. Нерастворимые остальные четыре элемента из названных никакого влияния на процесс старения сплава не оказывают. Установлено, что добавка 0,06% Mg заметно снижает эффект, вызванный присадкой In или Sn, но не отражается на нем в случае содержания в сплаве Cd.

Предлагается объяснение явления и отмечается его большое значение для практики.

**80. Влияние скорости закалки и старения на механические свойства алюминиевого сплава 61-S.** Lemon R. C. and Hunsicker H. Y., Trans. ASM, 42, 357—372 (1950).

**81. Влияние старения под нагрузкой на физические свойства сплавов на медной, железной и алюминиевой основе.** Gill R. F., Smith E. A. and Harrington R. H., Journ. Inst. Met., 78, 203—228 (1950).

В работе сообщаются данные о влиянии нового метода обработки сплавов старением под нагрузкой на пределы пропорциональности, текучести и прочности, характеристики пластичности, электропроводность и микроструктуру сплавов. Новый метод обработки состоит в нагреве сплава до температур, не превышающих порога рекристаллизации, на время от 4 до 20 час.; при этом материал одновременно находится под действием внешней нагрузки, выбранной так, чтобы напряжения в материале лежали в интервале между пределом пропорциональности и условным (по допуску 0,2% остаточной деформации) пределом текучести его в исходном состоянии. Данные приводятся для 8 медных, 5 железных и 11 алюминиевых сплавов. Даются рекомендации по практическому использованию изученного метода старения и указываются области его применения.

**82. Старение сплавов железо — золото.** K ö s t e r W. u n d B r a -  
u n E., Zs. f. Metallkunde, **41**, 238—240 (1950).

**83. Нарушения в структуре медно-кремниевых сплавов.** B a r r e t t  
C. S., Journ. Met., **188**, 123—135 (1950).

С помощью рентгеновского анализа обнаружено и подробно исследо-  
вано возникновение нарушений в атомной структуре сплавов Cu — Si  
с содержанием 4,0—5,4% Si после деформации и закалки.

**84. Старение сплава цинка с марганцем, медью и алюминием.** R a m -  
s e y P. W. a n d W e r l e y G. L., Journ. Met., **188**, 139—143 (1950).

Изучено изменение микроструктуры и механических свойств сплава  
Zn с Mg (25%), Cu (15%) и Al (0,1%) при его старении в интервале темпе-  
ратур 60—185° С. Показывается, что температура  $T$  и время  $t$ , необходи-  
мые для изменения свойств сплава на заданную величину, связаны за-  
висимостью следующего вида:

$$\lg t = \frac{m}{T} + \lg K,$$

где  $K$  и  $m$  — константы.

Полученную зависимость предлагается использовать для предвы-  
числения эффекта, вызываемого старением при более низких температурах,  
чем исследованные. Проводится аналогия между протеканием явлений  
старения и диффузии. На основе кривых зависимости времени протекания  
процесса от температуры вычисляются значения энергии активации ста-  
рения для исследованного сплава, которые для разных опытов оказались  
лежащими между 18 400 и 21 200 кал/грамм-атом.

**85. Характеристики старения сплавов на основе магния и лития.**  
F r o s t P. D., K u r a J. G. a n d E a s t w o o d L. W., Journ. Met.,  
**188**, 1277—1282 (1950).

Исследуется стабильность вблизи 100° С ряда магниеволитиевых  
сплавов с добавками Al, Sn и Zn. Предлагаются два наиболее благоприят-  
ных в этом смысле сплава и сообщаются их свойства и микроструктура.

---

---

## II. ДИФФУЗИЯ И САМОДИФФУЗИЯ

86. Самодиффузия в  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железе. Birchenall C. E. and Mehl R. F., Journ. Met., 188, 144—149 (1950).

С помощью радиоактивных изотопов железа  $Fe^{55}$  и  $Fe^{59}$  изучалась самодиффузия в  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железе; измерения производились в области температур 720—1357° С. Температурная зависимость коэффициентов самодиффузии в  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железе на основании проведенных опытов выражается соответственно уравнениями:

$$D_{\alpha} = 2,3 \cdot 10^3 e^{-\frac{73200}{RT}} \quad \text{и} \quad D_{\gamma} = 5,8 \cdot e^{-\frac{74200}{RT}},$$

где  $R$  — газовая постоянная, а  $T$  — температура опыта.

87. Скорость самодиффузии в кристаллах олова. Boas W. and Fensham P. J., Nature, 164, 1127—1128 (1949).

В области температур 180—225° С с помощью радиоактивного изотопа олова  $Sn^{113}$  определялась скорость самодиффузии в монокристаллах белого олова. Установлено, что в направлениях, параллельных осям  $a$  и  $c$  объемно-центрированной тетрагональной решетки олова, температурная зависимость коэффициентов самодиффузии может быть выражена соответственно уравнениями:

$$D_a = (3,7 \pm 1,5) \cdot 10^{-8} e^{-\frac{(5,9 \pm 0,4) \cdot 10^4}{RT}},$$

$$D_c = (8,4 \pm 3,0) \cdot 10^{-4} e^{-\frac{(10,5 \pm 0,5) \cdot 10^4}{RT}},$$

где  $R$  — газовая постоянная, а  $T$  — температура опыта.

88. Механизм самодиффузии в щелочных металлах. Panch N. R., Phys. Rev., 80, 708—711 (1950).

На основе вычисления энергии активации для различных механизмов диффузионного движения атомов щелочных металлов показывается, что наиболее вероятным механизмом самодиффузии в этом случае является быстрое перемещение сжатых линейных участков вдоль телесной диагонали пространственно-центрированной кубической решетки.

89. Самодиффузия в кристаллах олова. Fensham P. J., Austr. Journ. Sci. Res., 3A, 91—104 (1950).

Скорость самодиффузии исследовалась с помощью радиоактивного изотопа  $Sn^{113}$  на монокристаллах белого олова в направлениях параллельно ( $c$ ) и перпендикулярно ( $a$ ) к тетрагональной оси кристалла при темпе-

ратурах 180, 197, 211 и 223° С. Зависимость коэффициентов диффузии  $D$  от температуры  $T$  для названных направлений описывается следующими уравнениями:

$$D_a = 3,7 \cdot 10^{-8} e^{-\frac{5900}{RT}} \text{ см}^2 \cdot \text{сек}^{-1},$$

$$D_c = 1,2 \cdot 10^{-5} e^{-\frac{10\,500}{RT}} \text{ см}^2 \cdot \text{сек}^{-1}.$$

Сравнение с результатами работы [87] показывает практическое их повторение.

**90. Самодиффузия в поликристаллическом олове.** F e n s h a m P. J., Austr. Journ. Sci. Res., **3A**, 105—108 (1950).

Применив метод наблюдения почернений на изображении образца, вызываемых радиоактивным изотопом  $\text{Sn}^{113}$ , продиффундировавшим в толщу металла, при наклеивании среза образца на фотопластинку, автор изучал скорость диффузии в поликристаллическом блоке олова, крупные зерна которого обладали разной ориентацией. Установлено хорошее согласие результатов с данными предыдущей работы [89] и показано, что скорость диффузии вдоль границ зерен заметно выше скорости объемной диффузии, за исключением тех случаев, когда граница разделяет двойники или зерна одинаковой ориентации.

**91. Коэффициент самодиффузии для меди.** C o h e n G. and K u s z y n s k i G. C., Journ. Appl. Phys., **21**, 1339—1340 (1950).

Излагаются результаты измерений коэффициента самодиффузии для меди, полученные с помощью метода спекания цилиндра с навитой на него проволокой, изготовленных из одного и того же металла [92]. Приводятся данные о зависимости коэффициента самодиффузии  $D$  от температуры  $T$  в интервале изменения последней от 700 до 1000° С. Показывается, что  $D = 4,1 \cdot e^{-54\,000/RT}$ , где  $R$  — газовая постоянная. Утверждается, что этот результат, вытекающий из опытов по спеканию, хорошо согласуется с результатами более ранних исследований, приводивших к равенству  $D = 11,0 \cdot e^{-57\,000/RT}$ .

**92. Измерение самодиффузии серебра без применения радиоактивных изотопов.** K u s z y n s k i G. C., Journ. Appl. Phys., **21**, 632—635 (1950).

Предложен метод измерения объемной самодиффузии, основанный на выведенной автором зависимости между скоростью спекания металлических проволок и коэффициентом самодиффузии (см. также [93]). Зависимость коэффициента самодиффузии  $D$  для серебра в функции от температуры  $T$ , полученная с помощью предлагаемого метода, имеет вид

$$D = 0,9 \cdot e^{-\frac{45\,700}{RT}}$$

и находится в хорошем согласии с зависимостями, полученными другими методами, в частности, использующими радиоактивные изотопы.

**93. Метод измерения электропроводности для изучения самодиффузии металлов.** Dedrick J. H. and Kuczynski G. C., Journ. Appl. Phys., **21**, 1224 (1950).

В развитие исследований явления спекания, принадлежащих одному из авторов и доказывающих, что процесс слияния одинаковых металлических частиц при нагреве является процессом объемной диффузии, предлагается новый метод изучения явления самодиффузии с помощью измерения электрической проводимости площади контакта двух, находящихся в соприкосновении, металлических сфер или полусфер. Для этого используется найденная ранее связь, с одной стороны, между радиусом площадки спекания, температурой спекания, временем опыта и коэффициентом самодиффузии, и с другой — между радиусом площади контакта, удельной электропроводностью металла и контактной проводимостью прижатых друг к другу тел. Нахождение зависимости контактной проводимости от времени при разных температурах позволяет перейти к отысканию значений коэффициента самодиффузии и теплоты разрыхления. Излагается теория метода и приводятся необходимые соотношения как для предварительно неподжатых, так и для поджатых друг к другу сфер и полусфер.

**94. Преэкспоненциальный множитель и энергия активации для объемной диффузии металлов.** Dienes G. J., Journ. Appl. Phys., **21**, 1189—1192 (1950).

Приводится критическое рассмотрение вопроса о выражении связи между температурой опыта и коэффициентом диффузии  $D$ . Утверждается, что ни одно из известных уравнений не находится в хорошем согласии с опытом, в том числе и наиболее распространенное:

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{E}{RT}},$$

где  $D_0$  — преэкспоненциальный множитель, имеющий размерность  $D$ ,  $E$  — энергия активации «разрыхления»,  $R$  — газовая постоянная и  $T$  — абсолютная температура. На основании изучения большого числа различных экспериментальных данных высказывается утверждение, что основным фактором, воздействующим на величину  $D_0$ , является отношение  $E/T_m$ , где  $T_m$  — температура плавления металла в °К.  $D_0$  изменяется в зависимости от  $E/T_m$  приблизительно по экспоненциальному закону.

**95. Удаление водорода вылеживанием.** Sims C. E., Journ. Met., **188**, 1321 (1950).

Сообщаются результаты более трехлетнего вылеживания образцов стали диаметром 100 мм и изучения удаления водорода из центральной их части и восстановления их пластичности. Показывается, что для полного удаления водорода и возвращения пластичности при комнатной температуре потребовалось бы около 6 лет выдержки, в то время как при 200° С этот же результат достигается через 125 час.

**96. Поверхностная диффузия радиоактивного серебра на серебре.** Nickerson R. A. and Parker E. R., Trans. ASM, **42**, 376—386 (1950).

Определялась скорость поверхностной диффузии радиоактивного серебра на серебре. Опыты производились при трех температурах (225, 250 и 350° С) в вакууме. Установлено, что энергия активации, определяю-

щая скорость поверхностной самодиффузии серебра, равна 10 300 кал/моль, что более чем в 4 раза меньше энергии активации, определяющей скорость объемной самодиффузии (46 000 кал/моль).

**97. Диффузия меди вдоль границ зерен меди.** Barnes R. S., Nature, 166, 1032—1033 (1950).

**98. Коэффициент диффузии углерода в аустените.** Wells C., B a t z W. and M e h l R. F., Journ. Met., 188, 553—560 (1950).

Используя 14 статей с различным содержанием углерода (от 0,005 до 1,75% (вес.) С), авторы изготавливали из них разные сваренные пары. Изучая далее после нагрева разной продолжительности при температурах 750—1300° С послойное изменение концентрации углерода в различно удаленных от границы сварки слоях металла, они установили величины коэффициента диффузии  $D$ , предэкспоненциального множителя  $D_0$  и энергии активации диффузии  $Q$  при разных содержаниях углерода в стали. Показано, что с увеличением содержания С возрастание  $D$  закономерно ускоряется, а величины  $Q$  и  $D_0$  — заметно падают.

**99. Исследование процесса газовой цементации.** L a i d l e r D. and T a y l o r J., Journ. Iron Steel Inst., 165, 23—39 (1950).

Экспериментально исследуется (в лабораторных и полупроизводственных условиях) влияние различных факторов на газовую цементацию углеродистой и легированной стали окисью углерода, светильным газом и др. При этом разделяется влияние факторов, зависящих от свойств стали и собственно от условий цементации. В частности, исследуется влияние степени чистоты газа, температуры, скорости газового потока, чистоты поверхности стали и т. д. Указывается на эффективность и удобство применения светильного газа для проведения газовой цементации. Приводится способ уменьшения концентрации углерода в поверхностном слое, основанный на разделении всего процесса на два периода: активной цементации при высокой скорости газового потока и последующей выдержки в нейтральной атмосфере.

Рассматриваются преимущества газовой цементации по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе.

**100. Диффузия углерода и процесс цементации.** T a y l o r J., Journ. Iron. Steel Inst., 164, 257—264 (1950).

Дается математическая трактовка процесса цементации на основе анализа решений дифференциального уравнения диффузии при различных граничных условиях. Рассматриваются возникающие при этом трудности и указываются недостатки некоторых прежних работ.

Описываются способы определения оптимальной скорости газа при газовой цементации, обеспечивающей получение заданной концентрации углерода в поверхностном слое; исследуется зависимость коэффициента диффузии от концентрации углерода.

---

### III. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ИЗ ЖИДКОЙ ФАЗЫ

**101. Приготовление металлических монокристаллов.** H o l d e n A. N., Trans. ASM, **42**, 319—346 (1950).

В статье дан обзор основных методов выращивания металлических монокристаллов, в частности методов, развитых в последние годы. Обсуждаются основные экспериментальные трудности, встречающиеся при использовании различных методов. Обзор охватывает 159 статей.

**102. Изготовление и изучение цинковых монокристаллов.** J i l l - s o n D. C., Journ. Met., **188**, 1005—1008 (1950).

Описывается метод выращивания монокристаллов из расплава без их перемещения относительно печи. Устройство основано на управлении градиентом температур по длине печи, его контроле и перемещении вдоль расплава с заданной скоростью с помощью прецизионных электромеханических устройств, расположенных вне печи. Предохранение расплава от сотрясений приводит к улучшению условий роста кристалла. Сообщаются результаты изучения качества и ориентации около 200 образцов различных формы и размеров, выращенных этим методом из расплава цинка высокой чистоты.

**103. Исследование процесса роста монокристаллов.** E i s e n l o e f - f e l A. u n d S t r a n s k i I. N., Zs. f. Metallkunde, **41**, 10—13 (1950).

Описывается принятая в работе методика ращения кристаллов из расплава и наращивания их в пересыщенной газообразной фазе. Показывается, что выращенные кадмиевые монокристаллы могут иметь круглую начальную форму. При дальнейшем наращивании их в парах металла начинают отчетливо выделяться все грани кристалла. Прослеживаются детали последнего процесса. Сравниваются результаты, полученные для Cd и Zn.

**104. Об энергетическом пороге роста кристаллов.** S t r a n s k i I. N., Naturwiss., **37**, 289—296 (1950).

В статье излагается обзор различных вопросов, связанных с возникновением и ростом кристаллов, преимущественно с точки зрения определения величины и изменений энергетического порога образования кристаллического зародыша.

**105. Кристаллизация меди в соприкосновении с ртутью.** M ü l l e r E. W., S t r a n s k i I. N. u n d S z a b o d e B u c s E., Zs. f. Metallkunde, **41**, 226—227 (1950).

**106. Теория роста кристаллов.** M o t t N. F., Nature, 165, 295—297 (1950).

**107. Бериллиевые кристаллы.** J a e g e r G., Zs. f. Metallkunde, 41, 243—246 (1950).

**108. Выращивание пьезоэлектрических кристаллов.** W a l k e r A. C., Journ. Franklin. Inst., 250, 481—524 (1950).

Большая обзорная статья, посвященная изложению методов промышленного выращивания и обработки разных пьезокристаллов, в том числе и пьезокварца.

**109. Образование и структура дендритов железа в магниевом сплаве.** B u r n e t t H. C. a n d V a c h e r H. C., Journ. Res. Nat. Bureau Stand., 45, 443—446 (1950).

Описывается металлографическое исследование чистого магния, в котором при нагреве его до  $1000^{\circ}\text{C}$  в железном тигле образуются железные дендриты. С помощью рентгеновского просвечивания тонких (0,25 мм) пластин такого материала (расстояние между образцом и пленкой 28 см) достигалось получение фотомикрорентгенограмм, на которых можно было видеть увеличенные примерно в 250 раз дендриты железа. Анализ полученных изображений приводит к выводу, что дендриты железа развиваются в додекаэдрических направлениях, причем все 12 ветвей растут с одинаковой скоростью.

**110. Дендритная кристаллизация сплавов.** A l e x a n d e r B. H. a n d R h i n e s F. N., Journ. Met., 188, 1265—1273 (1950).

Излагаются результаты изучения влияния различных факторов на образование дендритов, полученные с помощью измерения расстояния между соседними дендритными ветвями. Опыты были выполнены на большом количестве двойных сплавов, составленных из определенных пар следующих элементов: Al, Ag, Cu, Zn, Mg, Si, Sb, As, Cd, Ni, Pb, Bi, Sn, Tl и Fe. Показано, что расстояния между ветвями дендритов не зависят от величины зерна и обратно пропорциональны скорости затвердевания сплава. Легирование огрубляет дендриты. Установлено существование определенной зависимости шага дендритных ветвей от соотношения между величинами теплоты плавления и теплопроводности сплава.

**111. Двойники в слитке германия.** E l l i s W. C., Journ. Met., 188, 886 (1950).

В итоге рентгенографического изучения металла показывается, что германий, обладающий решеткой типа алмазной, кристаллизуется так, что весь поликристаллический слиток состоит из множества октаэдрических двойников. Эти результаты подтверждаются с помощью изучения оптических свойств поверхностей отдельных зерен, видимых под микроскопом.

#### IV. ОТДЫХ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

**112. О законе эквивалентных состояний отдыха.** L ü s k e K., Zs. f. Metallkunde, **41**, 40—41 (1950).

Ван-Лимпт сформулировал закон эквивалентных состояний<sup>1)</sup> в следующем виде:

$$T \ln pt = \text{const} = \frac{U}{RT}, \quad (1)$$

где  $T$  — абсолютная температура,  $p$  — частота атомных колебаний (порядка  $10^{12}$ — $10^{13}$ ),  $t$  — время, потребное на возврат в исходное состояние искаженной атомной решетки,  $U$  — энергия активации,  $R$  — газовая постоянная. Экспериментальное подтверждение этого закона обычно рассматривают как доказательство справедливости исходного уравнения, из которого оно выведено, описывающего протекание процесса отдыха следующим образом:

$$\frac{x}{x_0} = e^{-pte - \frac{u}{RT}}, \quad (2)$$

где  $\frac{x}{x_0}$  — относительная доля искажения решетки.

Автор доказывает, что экспериментальное подтверждение уравнения (1) отнюдь не является доказательством справедливости уравнения (2), ибо хорошее постоянство произведения  $T \ln pt$  получается при самых разных значениях  $p$  от  $2,5 \cdot 10^4$  до  $2,5 \cdot 10^{30}$ , дающих все же разумные значения для энергии активации.

**113. Расчет энергии активации отдыха и рекристаллизации на основе измерений твердости меди.** T h o r l e y N., Journ. Inst. Met., **77**, 141—161 (1950).

Теория рекристаллизации Кука и Ричардса (*Journ. Inst. Met.*, **73**, 1—31 (1946)) распространена на изотермический отпуск. Развит прямой метод, позволяющий отдельно определять значения энергии активации отдыха и рекристаллизации по экспериментально установленным кривым изменения твердости наклепанного металла во времени при заданной температуре. Установлено, что энергетически процессы отдыха и рекристаллизации тождественны, и в случае меди оба характеризуются энергией активации в 2000—2500 кал/моль.

**114. Отдых алюминиевых монокристаллов.** M a s i n g G. und R a f f e l s i e p e r J., Zs. f. Metallkunde, **41**, 65—70 (1950).

На алюминиевых монокристаллах, выращенных с помощью метода рекристаллизации, изучался отдых (разупрочнение) при температурах

<sup>1)</sup> *Zs. f. anorg. u. allgem. Chem.*, **195**, 336 (1931).

100, 200, 250, 300 и 400° С. Показано, что изменение относительного упрочнения  $x$  со временем  $t$  при изотермическом отдыхе удовлетворительно описывается уравнением вида  $x = B - A \ln t$  (здесь величина  $x$  представляет собой отношение разницы между заданным сопротивлением деформированно и пределом текучести при первом нагружении к величине последнего). Устанавливается существование обратной линейной связи между упрочнением и энергией активации отдыха. При возрастании относительно упрочнения до 2,75 энергия активации падает со значения 48 000 *кал/моль* до уровня 25 000 *кал/моль*.

**115. Энергия активации для рекристаллизации катанной меди.**  
 D e s k e r В. F. a n d H a r k e r D., Journ. Met., 188, 887—890 (1950).

На двух сортах чистой меди, подвергнутой сильному наклепу (обжатие  $\sim 100\%$ ) в условиях комнатной температуры, изучалась с помощью рентгенографического метода скорость изотермического восстановления решетки при разных температурах. На основании этих данных вычислены значения энергии активации для рекристаллизации обоих материалов. В одном из случаев (99,98% Cu) для интервала 200—250° С она оказалась равной 29 900 *кал/моль*, а в другом (99,999% Cu) для интервала температур 50—135° С было получено заметно меньшее ее значение — 22 400 *кал/моль*, что автор объясняет влиянием малых загрязнений металла.

**116. Рост кристаллов в твердом состоянии (рекристаллизация).**  
 В u r g e r s W. G., Zs. f. Metallkunde, 41, 2—8 (1950).

Статья является обзорной работой, посвященной изложению взглядов автора на природу явления рекристаллизации (работа докладывалась автором на конгрессе по металлофизике, состоявшемся в Амстердаме в 1948 г.).

**117. Новые американские работы в области рекристаллизации.**  
 L ü s k e K., Zs. f. Metallkunde, 41, 114—124 (1950).

Дается подробный критический обзор двух работ Р. Мея с сотрудниками, посвященных определению числа рекристаллизационных зародышей  $N$  и линейной скорости роста зерен  $G$ . Автор показывает, что расчеты, выполненные в одной из рассматриваемых им работ Мея, являются хорошей иллюстрацией невозможности вычисления величин  $N$  и  $G$  на основе параметров готовой структуры, полученной в результате рекристаллизации. Отмечается большое значение работ советского исследователя М. О. Корнфельда. обстоятельно излагаются данные экспериментальной работы Мея, в которой показывается, что образование и рост зародышей при рекристаллизации должны зависеть от температуры:

$$N = A_N e^{-\frac{Q_N}{RT}}, \quad G = A_G e^{-\frac{Q_G}{RT}}.$$

Здесь  $Q_N$  и  $Q_G$  — соответствующие энергии активации, величины  $A_N$  и  $A_G$  — некоторые константы,  $T$  — температура и  $R$  — газовая постоянная. Устанавливается, что с увеличением степени наклепа  $Q_N$  и  $Q_G$  падают. Некоторым из результатов Мея противопоставляются данные и соображения, принадлежащие автору.

**118. Образование двойников отжига в процессе роста зерна.** F u l l - m a n R. L., Journ. Appl. Phys., 21, 1069—1070 (1950).

Образование двойников отжига в металлах и сплавах с гранецентрированной кристаллической решеткой связывается с тем, что взаимная поверхностная свободная энергия границ двойника с соседними зернами меньше, чем для матричного кристалла. Приводятся предварительные результаты опытов, поставленных для подтверждения высказанного предположения.

**119. Образование двойников отжига.** B u r k e J. E., Journ. Met., 188, 1324—1328 (1950).

Сообщаются результаты подробного микроскопического изучения возникновения и роста двойников отжига в поликристаллах с гранецентрированной кубической решеткой. Показывается, что предварительная пластическая деформация не является обязательной для развития таких двойников. Широкие двойники отжига, обнаруживаемые в крупнозернистом металле, образуются после того, как рекристаллизация завершена.

**120. Исследование кинетики рекристаллизации и текстур сплава железо — никель (50%: 50%).** S e y m o u r W. E. and H a r k e r D., Journ. Met., 188, 1001—1004 (1950).

Для указанного сплава, подвергнутого холодной прокатке до степени обкатки 98% при температурах в интервале 500—600° С, изучалось изменение интенсивности линий на рентгенограммах в функции от продолжительности нагрева и таким путем прослеживалось развитие рекристаллизации. На основании данных о зависимости времени, необходимого для изменения интенсивности линий до 50% от максимума, от продолжительности нагрева определена энергия активации рекристаллизации, оказавшаяся равной 56 500 кал/моль. Установлены две главные текстуры прокатки: (112)[ $\bar{1}\bar{1}1$ ] и (110)[ $\bar{1}12$ ], первая — преимущественная. Текстура после завершения рекристаллизации является типичной «кубической текстурой»: (001)[100].

**121. Деформация и рекристаллизация сплавов в двухфазной смеси.** C l a r e b r o u g h L. M., Austr. Journ. Sci. Res., 3A, 72—90 (1950).

Исследуя с помощью микроскопа и рентгенографирования сплавы Cu — Zn, Cu — Fe и преимущественно Ag — Mg, представляющие собой смеси фаз  $\alpha$  и  $\beta$ , авторы прослеживают особенности деформирования и рекристаллизации таких двухфазных систем. При этом выясняются: 1) соотношения между деформациями отдельных фаз и общей деформацией образца, в зависимости от состава сплава; 2) влияние степени упорядочения фаз и их распада на процесс рекристаллизации и роль снятия остаточных напряжений, накопленных в фазах, на развитие процесса рекристаллизации.

**122. Метод для изучения перемещения границ зерен в алюминии.** S r e g g y P. R., Journ. Met., 188, 103—104 (1950).

Описывается метод выявления последовательных положений границ зерен чистого алюминия при его рекристаллизации после наклепа. Метод состоит в попеременном нагреве и электролитическом травлении шлифа. Каждое следующее травление создает на поверхности шлифа оптически анизотропную пленку, ориентация которой на каждом из зерен связана с ориентацией последнего. Благодаря этому при рассмотрении шлифа в поляризованном свете отдельные зерна оказываются окрашенными неоди-

наково, а последовательные положения перемещающейся границы — резко очерченными. Приводится подробное описание одного из выполненных опытов и изображение полученной картины.

**123. Измерение относительной энергии на границе двойниковых зерен.** Dunn C. G., Daniels F. W. and Bolton M. J., Journ. Met., 188, 368—377 (1950).

Исследуется природа границы находящихся в соприкосновении трех зерен кремнистого железа, одна из пар которых представляет собой двойник отжига. На основании изучения стереографических проекций, полученных в итоге снятия рентгенограмм Лауэ, прослеживаются изменения в положении границы между зернами при повторных отжигах и вычисляется величина отношения энергии границы двойниковой пары к энергии на стыке недвойниковых пар зерен.

**124. Относительные энергии границ зерен кремнистого железа.** Dunn C. G., Daniels F. W. and Bolton M. J., Journ. Met., 188, 1245—1248 (1950).

Сообщаются результаты развития предыдущего исследования [123] в направлении установления зависимости относительной энергии от разницы углов ориентации направления [001] трех соприкасающихся зерен. Показано быстрое возрастание энергии границ с увеличением названной разницы.

**125. Перемещение границ зерен в чистом алюминии.** Besk P. A. and Spragg P. R., Journ. Appl. Phys., 21, 150—152 (1950).

С помощью разработанного одним из авторов метода (см. [122]) исследуется миграция границ зерен алюминия высокой чистоты при его отжиге после наклепа. Устанавливается, что перемещения границ в ненаклепанном металле направлены в сторону центра кривизны. С другой стороны, показывается, что перемещение границ в упрочненном деформацией металле за счет поглощения ненаклепанном зерном наклепанного происходит в направлении от центра кривизны мигрирующей границы. Оспаривается справедливость распространенного представления о том, что при рекристаллизации наклепанного металла возникают центры новых ненапряженных зерен. Утверждается, что преобладающее большинство свободных от наклепа зерен в рекристаллизованном металле вырастает из старых зерен, а не из новых зародышей.

**126. Два типа перемещений границ зерен в чистом алюминии.** Besk P. A. and Spragg P. R., Journ. Met., 188, 468A (1950).

Краткое изложение работы [125].

**127. Ориентационная зависимость скорости перемещения границы зерна.** Besk P. A., Spragg P. R. and Hu H., Journ. Appl. Phys., 21, 420—425 (1950).

Установлено, что скорость роста зерен при рекристаллизации слегка деформированного алюминия высокой чистоты зависит от ориентации зерен по отношению к исходному кристаллу. Наивысшая скорость роста наблюдалась для зерен, которые могут быть получены вращением решетки исходного кристалла примерно на  $40^\circ$  вокруг направления [111]. Высказывается предположение, что ориентационная зависимость скорости перемещения границ зерен определяется зависимостью скорости самодиффузии вдоль границ зерен от относительной ориентации двух встречающихся на границе зерен.

**128. Поверхностная энергия границ зерен.** Aust K. T. and Chalmers B., Proc. Roy. Soc., **201A**, 210—216 (1950).

В связи с вопросом о кристаллическом или аморфном строении границ зерен изучалась зависимость относительной величины удельной поверхностной энергии границы между зернами от их ориентации. Величина удельной поверхностной энергии определялась на основе измерения углов между кристаллографическими направлениями трех соприкасающихся зерен. Установлено, что при углах, меньших  $6^\circ$ , удельная поверхностная энергия уменьшается с уменьшением различия в ориентации зерен: кривая соответствующей зависимости экстраполируется в нуль. Этот результат рассматривается авторами как подтверждение представлений о кристаллической структуре границ зерен.

**129. Поверхностная энергия и структура границ зерен в металлах.** Aust K. T. and Chalmers B., Proc. Roy. Soc., **204A**, 359—366 (1950).

Исследование удельной поверхностной энергии границ зерен, выполненное в одной из предыдущих работ тех же авторов [128] на кристаллах олова, проведено тем же методом на кристаллах свинца. В полном согласии с предыдущей работой установлена зависимость величины удельной поверхностной энергии границ соприкасающихся зерен от ориентации последних, что рассматривается авторами как новое подтверждение представлений о кристаллической структуре пограничного слоя.

**130. Напряжения и энергия на границах между кристаллами.** Van der Merwe J. H., Proc. Phys. Soc., **63A**, 616—638 (1950).

Построены теоретические модели трех типов границ между кристаллами:

- 1) граница, связанная с изменением межуатомных расстояний;
- 2) граница, связанная с кручением, т. е. вращением одной половины кристалла относительно другой вокруг общей оси, перпендикулярной плоскости раздела;
- 3) граница, связанная с поворотом, т. е. вращением одной половины кристалла относительно другой вокруг общей оси, лежащей в плоскости раздела.

Из построенных моделей непосредственно вытекает определение границ между кристаллами как последовательного ряда дислокаций и возможность расчета этих дислокаций.

Вычислены напряжения, атомные смещения и потенциальная энергия, связанная с искажением решетки на границе между кристаллами. Эти величины могут быть представлены как функции основных параметров предложенных моделей: степени искажения решетки (выраженной в виде отношения постоянной решетки к расстоянию между дислокациями) в первом случае, угла закручивания — во втором и угла поворота — в третьем. Отмечается резкое возрастание величины энергии с увеличением перечисленных параметров в начальных участках соответствующих кривых.

**131. Напряжения и энергия на границах между кристаллами.** Mackenzie J. R., Proc. Phys. Soc., **63A**, 1370—1371 (1950).

В кратком сообщении приводятся результаты вычисления энергии взаимодействия между двумя плоскостями атомной решетки. Вычисления выполнены для случая, рассматриваемого в одноименной статье Ван-дер-Мерве [130].

---

---

## V. ТЕКСТУРЫ

**132. Текстуры и их влияние на свойства 50%-ной железо-никелевой жести.** Schmid E. und Thomas H., Zs. f. Metallkunde, **41**, 45—49 (1950).

Изучены текстура и анизотропия модуля упругости  $E$ , а также различных характеристик сопротивления деформированию ( $\sigma_{0,01}$ ,  $\sigma_{0,1}$ ,  $\sigma_B$ ) железо-никелевой жести с содержанием 47,8% Ni после прокатки (степень обжатия 95%) и после рекристаллизации (отжиг при 1040° C в течение 1 часа).

**133. Текстуры холоднокатанного и отожженного титана.** Clark H. T., Journ. Met., **188**, 1154—1156 (1950).

Путем изучения полюсных фигур холоднокатанного (обжатие до 98,4%) и отожженного в вакууме (при 500° C) титана показано, что его текстуры в этих случаях существенно отличаются от таковых для других известных плотноупакованных гексагональных металлов (цирконий, магний, бериллий).

**134. Текстура кручения для меди.** Vaskofen W. A., Journ. Met., **188**, 1454—1459 (1950).

Рассмотрение полученных полюсных фигур показывает, что текстура кручения меди может быть описана сочетанием следующих четырех ориентаций: (112) [11 $\bar{1}$ ], (11 $\bar{1}$ ) [112], (110) [001] и (112) [ $\bar{1}$ 31]. При этом названные плоскости расположены по касательной к поверхности образца, а направления — параллельно его оси. Поскольку все полюсные фигуры, полученные для разных деформаций, сохраняют одну и ту же симметрию относительно своих осей, отмечается, что изменения главных нормальных деформаций при кручении не влияют на развитие текстуры.

**135. Деформационные текстуры в металлах с гранецентрированной кубической решеткой.** Calnan E. A. and Clews C. J. V., Phil. Mag., **41**, 1085—1100 (1950).

В итоге подробного обсуждения механизма пластической деформации поликристаллического металла для случая гранецентрированной кубической решетки предлагается метод предвычисления диаграммы растяжения и предсказания текстур растяжения, сжатия, прокатки и протяжки. Устанавливается удовлетворительное совпадение этих результатов с данными опыта.

**136. Текстуры деформации растянутой проволоки гранцентрированных кубических металлов.** Hibbard W. R., Journ. Inst. Met., **77**, 581—584 (1950).

Излагается исследование текстуры деформации (при протяжке до степени обжатия 98%) проволоки из алюминия, меди, свинца, никеля, золота и серебра, осуществленное с помощью рентгеноструктурного анализа. Показывается, что для всех этих металлов, в согласии с предположениями теории, параллельно оси проволоки устанавливается кристаллографическое направление [111]. Наличие двойной текстуры не подтверждается. Направление [100] является осью текстуры лишь при промежуточных малых степенях наклепа.

---

---

## VI. УПРУГИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

**137. Коэффициенты упругости монокристаллов  $\alpha$ -латуни.** Fenn R. W., Hibbard W. R. and Lerner H. A., Journ. Met., 188, 175—181 (1950).

Для монокристаллов, выращенных из  $\alpha$ -латуни двух составов (71,2 и 77,4% Cu), сообщаются результаты измерений коэффициентов упругости  $S_{11}$ ,  $S_{12}$ ,  $S_{44}$  и постоянной Пуассона. Измерения выполнялись в опытах на растяжение и кручение. Эти новые данные сравниваются с полученными ранее в других исследованиях.

**138. Модуль нормальной упругости и его температурная зависимость для сплавов никеля с железом.** Fine M. E. and Ellis W. C., Journ. Met., 188, 1120—1125 (1950).

С помощью измерения частот продольных собственных колебаний образца, возбуждаемых электромагнитом, питаемым от высокочастотного (от 0 до 125 000  $\text{гц}$ ) генератора, изучены изменения модуля  $E$  сплавов Ni — Fe в интервале концентраций Ni от 36 до 52% при температурах от  $-50$  до  $+100^\circ\text{C}$ . Показано, что условия предварительной обработки сплава оказывают заметное влияние на результаты. Установлено, что сплав с содержанием Ni около 42,5%, осажженный на 74% и затем отожженный при 400 или 600 $^\circ\text{C}$ , обнаруживает практическое постоянство  $E$  во всем изученном интервале температур.

**139. Упругие свойства металлических сплавов.** Cabarat R., Guillet L. and Le Roux R., Journ. Inst. Met., 75, 391—402 (1949).

Дано описание новой вибрационной установки, в которой осуществление продольных колебаний образца достигается электростатическим возбуждением с помощью электрических конденсаторов. Установка предназначена для определения модуля нормальной упругости и затухания. Измерение этих свойств производится при весьма малых амплитудах напряжений ( $\sim 1 \text{ г/мм}^2$ ) и больших частотах (9000—13 000  $\text{гц}$ ). В работе подробно исследовано изменение модуля нормальной упругости и затухания для сплавов медь — олово и медь — цинк в зависимости от различных концентраций цинка и олова в пределах от 0 до 100%.

**140. Термоупругий анализ аллотропических превращений в сталях.** Vidal G. et Lescop P., C. R., 230, 206—208 (1950).

Экспериментально установлено, что аустенитное превращение в сталях сопровождается при нагреве (превращение феррит  $\rightarrow$  аустенит) временным увеличением крутизны спада кривой зависимости модуля нормальной упругости  $E$  от температуры  $T$ , а при охлаждении (аустенит  $\rightarrow$  феррит) —

временным ускорением роста  $E$  с понижением  $T$ . Показано, что эти данные не находятся в противоречии с фактом уплотнения решетки при превращении  $\alpha \rightarrow \gamma$ .

**141. Тепловой эффект упругой деформации в железе и никеле как функция температуры.** R o s s a R. and B e v e r M. B., Journ. Met., 188, 327—333 (1950).

На образцах армко-железа и никеля при различных температурах и напряжениях определялся тепловой эффект, вызываемый упругим деформированием образцов. Результаты находятся в хорошем согласии с уравнением, выведенным впервые Кельвином из термодинамических представлений:

$$\Delta T = -\frac{\alpha_l}{C_\sigma} T \Delta \sigma,$$

где  $\Delta T$  — изменение температуры образца, вызываемое изменением напряжения  $\Delta \sigma$ ,  $\alpha_l$  — коэффициент линейного теплового расширения и  $C_\sigma$  — теплоемкость единицы объема при заданном напряжении  $\sigma$  (положительном в случае растяжения).

Обнаружено сильное изменение теплового эффекта упругой деформации вблизи точки Кюри. Предположено, что это явление связано с резким изменением коэффициента теплового расширения, существование которого вытекает из теории ферромагнетизма. На основе экспериментальных данных произведен расчет кривой изменения коэффициента теплового расширения в функции от температуры для Fe.

**142. Упругие постоянные урана.** L a q u e r H. L., M c G e e W. E. and K i l p a t r i c k M. F., Trans. ASM, 42, 771 — 784 (1950).

Динамическим (электростатическим) методом определены упругие постоянные поликристаллического металлического урана. Модуль Юнга оказался равным  $(2,09 \pm 0,02) \cdot 10^4$  кг/мм<sup>2</sup>, модуль сдвига —  $(8,51 \pm \pm 0,04) \cdot 10^3$  кг/мм<sup>2</sup> и коэффициент Пуассона  $0,23 \pm 0,02$ .

**143. Обработка данных о скорости пространственных волн в кубических и гексагональных металлах.** G o l d L., Journ. Appl. Phys., 21, 541—546 (1950).

Для кубических и гексагональных металлов на основании известных для них упругих констант рассчитаны скорости пространственных волн для различных кристаллографических направлений. Результаты для Al, Cu, Au,  $\alpha$ -Fe, Pb и Ag табулированы для различных кристаллографических направлений и, кроме того, представлены в стереографической проекции в форме изо-скоростных линий для трех векторов скорости. Для Cd и Zn данные представлены в функции угла, образуемого направлением распространения волны и гексагональной осью.

**144. Измерение упругих констант хлористого серебра.** A g e n b e r g D. L., Journ. Appl. Phys., 21, 941—942 (1950).

Дается сжатое изложение процедуры определения коэффициентов упругости монокристаллов хлористого серебра с помощью измерения скорости распространения упругой волны в разных направлениях в кристалле.

**145. Приближенный метод нахождения упругих констант кубических монокристаллов.** Neighbours J. R. and Smith C. S., Journ. Appl. Phys., 21, 1338—1339 (1950).

Предлагается развитие метода нахождения упругих постоянных кубических кристаллов с помощью измерения трех скоростей упругих волн в произвольно выбранном направлении в кристалле (см. [144]), приводящее к повышению точности метода.

**146. Собственные частоты колебаний цилиндрических стержней.** Adolph R., Kneser H. O. und Schulz I., Ann. d. Phys., 8, 99—104 (1950).

Осуществлено сравнение с данными расчетов экспериментально определенных частот крутильных, продольных и поперечных колебаний стальных цилиндрических стержней в области частот от 25 до 40 000 *гц*, определявшихся с точностью в  $1 \cdot 10^{-4}$ . Показано в основном удовлетворительное совпадение сравниваемых величин и признается допустимым использование известных формул для нахождения упругих констант металлов.

---

---

## VII. ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В МЕТАЛЛАХ

147. Измерение коэффициента внутреннего трения с помощью резонансного метода. Lethersich W. and Pelzer H., Brit. Journ. Appl. Phys., 1, 18—22 (1950).

Основываясь на простых механической и электрической моделях, автор развивает формальную теорию явления и предлагает выражения для вычисления коэффициента внутреннего трения по параметрам резонансной кривой для находящегося в колебании образца. Устанавливаются изменения формул для неметаллических материалов, обладающих заметной вязкостью.

148. Внутреннее трение металлов при очень высоких температурах. K ê T. S., Journ. Appl. Phys., 21, 414—419 (1950).

При температурах, достигавших в отдельных случаях  $500^{\circ}\text{C}$ , для ряда металлов обнаружен максимум на кривой зависимости внутреннего трения (декремента затухания) от температуры. Этот максимум проявляется в виде «горба» на обычной кривой возрастания внутреннего трения с повышением температуры. Установлено, что указанное дополнительное затухание при вибрациях имеет место как в поликристаллах, так и в монокристаллах и увеличивается со степенью наклепа, задаваемой металлу. Максимум уменьшается, если металлы подвергнуть после наклепа отжигу при достаточно высоких температурах, но совсем при этом не исчезает. Высказывается предположение, что установленное явление связано с существованием разупорядоченных групп атомов не только на границах зерен, но и внутри них. Возникая при наклепе и сохраняясь частично и после рекристаллизации, эти «дислокации» способствуют вязкому течению металла в сосредоточенных объемах и особенно обнаруживаются при повышенных температурах.

149. Внутреннее трение наклепанного металла при различных температурах. K ê T. S., Journ. Met., 188, 575—580 (1950).

Изучалось внутреннее трение холоднотянутой алюминиевой проволоки при крутильных колебаниях с частотой 1 *гц* и малой амплитудой ( $\gamma_{\text{макс.}} = 10^{-5}$ ).

Установлено, что внутреннее трение увеличивается с увеличением степени наклепа и повышением температуры измерения до температуры полной рекристаллизации, начиная с которой оно падает. Старение и отжиг при высокой температуре понижают внутреннее трение. Примеси также понижают внутреннее трение. Автор приходит к выводу о наличии «остаточного» внутреннего трения, которое не снимается даже после полной рекристаллизации образца и, следовательно, не связано с холодной обработкой.

**150. Изучение рекристаллизации и роста зерен с помощью измерения внутреннего трения.** K ê T. S., Journ. Met., 188, 581—585 (1950).

В развитие работы [149] сделана попытка применить метод измерения внутреннего трения при крутильных колебаниях с малыми частотой и амплитудой для целей изучения явления рекристаллизации. Отмечается, что вершина «горба» на низкотемпературном участке кривой зависимости внутреннего трения от температуры соответствует завершению рекристаллизации и поэтому может быть хорошим индикатором для изучения возникающих в ходе процесса изменений.

На примере опытов с чистым алюминием установлено, что температура полной рекристаллизации повышается с понижением степени наклепа. Добавки примесей и изменение скорости нагрева не влияют на температуру полной рекристаллизации. Благоприятные для роста зерен условия совпадают с условиями, понижающими коэффициент вязкости границ зерен или, иначе, повышающими внутреннее трение. Возрастание последнего при этом связывается с накоплением по границам зерен микроступот, что оправдывается противоположным влиянием накопления примесей в пограничной прослойке.

**151. Влияние формы графита на внутреннее трение чугунов.** P o r t e v i n A., C a b a r a t R. e t G u i l l e t L., C. R., 230, 891 — 892 (1950).

Исследовалось влияние формы частиц графита на величину внутреннего трения в чугуне. Показано, что логарифмический декремент затухания мало зависит от содержания графита, имеющего сфероидальную форму зерен, и резко возрастает с увеличением содержания графита, если частицы последнего имеют пластинчатую форму.

**152. Простой крутильный маятник для измерения внутреннего трения.** F i n e M. E., Journ. Met., 188, 1322 (1950).

Дается краткое описание крутильного маятника с устройством для фотографической записи кривой затухания. Прибор допускает применение его также для измерения модуля сдвига.

---

---

## VIII. ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ

153. Линии скольжения. K u h l m a n n D., Zs. f. Metallkunde, 41, 120—139 (1950).

В статье дается подробный обзор исследований, касающихся линий скольжения. Обзор охватывает 97 работ, опубликованных начиная с 20-х годов и по 1949 г. включительно. Рассматриваются исследования, проведенные на монокристаллах алюминия и латуни, а также серебра, ртути, олова, кадмия, цинка и др. В обзор включены такие вопросы, как различные виды связи между напряжением сдвига и плотностью пакетов скольжения, размеры пакетов скольжения (глубина и толщина), влияние температуры и скорости деформирования на размеры и форму пакетов скольжения, взаимодействие пакетов скольжения друг с другом и с границами зерен, зависимость числа пакетов скольжения от величины деформации и напряжения, скорость образования линий скольжения и т. д. Обзор охватывает исследования, проведенные при помощи оптического и электронного микроскопов, а также выполненные с помощью метода рентгенографического анализа.

154. Новые данные об упрочнении при пластической деформации кристаллов. R ö h m F. u n d K o c h e n d o r f e r A., Zs. f. Metallkunde, 41, 265—272 (1950).

С помощью описываемого в статье специального прибора, похожего по схеме на известный прибор Поляни, на монокристаллах алюминия произведены опыты по изучению их деформирования в условиях сдвига. Применяя длинный монокристалл, авторы добились однородного распределения деформации по длине образца и показали, что в этом случае кривая упрочнения представляет собой прямую, а не параболу, как это имеет место в случае коротких образцов. Критическое скалывающее напряжение и упрочнение при деформировании в названных условиях оказываются заметно ниже, чем в других условиях, ранее применявшихся в разных опытах. Вплоть до удельных смещений  $\sim 25\%$  микроскопические напряжения в кристалле обнаружены не были; наблюдаемый же при более высоких деформациях астеризм авторы приписывают искажениям на поверхности монокристалла.

Полученные результаты сопоставляются с различными известными теориями упрочнения, рассматривающими процесс деформации как движение дислокаций. Делается заключение, что в условиях чистого сдвига упрочнение обуславливается совместным действием существовавших до деформации и вновь образующихся дислокаций.

**155. К вопросу о влиянии типа межатомных связей на механические свойства кристаллических материалов.** Graf L., Zs. f. Metallkunde, 41, 286—293 (1950).

В работе делается попытка связать способность кристаллических материалов к возникновению, перемещению и выходу на поверхность дислокаций с типом межатомных связей. Рассматриваются три типа связей: гетерополярная, гомеополярная и металлическая.

Гетерополярная связь характеризуется насыщенностью и отсутствием направленности (что подтверждается высоким координационным числом) и потому допускает существование дислокаций, в которых ионы соседних цепочек решетки занимают промежуточные положения. Перемещение дислокаций, остановленных случайными дефектами решетки, затрудняется значительной величиной энергии активации и требует поэтому повышенной температуры (NaCl), кроме случаев, когда ионы могут занимать междоузлия (AgCl).

Гомеополярная связь характеризуется насыщенностью и направленностью; типичной для нее тетраэдрической решеткой обладают только C, Si, Ge и Sn (серое). Дислокации невозможны, так как атомы в промежуточном положении удерживаться не могут; и действительно, эти элементы не способны к пластической деформации, а ломаются (алмаз) или рассыпаются (серое олово).

Металлическая связь складывается из двух компонентов: связи через электронный газ и связи атомных остовов, лишенных оболочки валентных электронов (т. е. ионов). Первая связь особенно благоприятна для пластической деформации и позволяет ей распространяться без помощи дислокационного механизма, независимо от термических и структурных неоднородностей решетки. Она обуславливает только сопротивление отрыву и не создает почти никакого сопротивления сдвигу. Вторая часть связи осуществляется путем взаимодействия ненасыщенных спинов электронов, принадлежащих второй (после наружной) электронной оболочке. Проявление ее особенно характерно для переходных металлов трех длинных периодов, у которых предпоследние оболочки не заполнены электронами в *d*-состояниях. Здесь межатомные связи усиливаются по мере увеличения числа ненасыщенных спинов и достигают поэтому максимума для металлов, занимающих средние места (Cr, Mo, W), что подтверждается и наиболее высокой для них температурой плавления. Высокие координационные числа кристаллических решеток свидетельствуют о ненаправленности этих связей, а потому они не препятствуют возникновению и перемещению дислокаций; однако чем эти связи сильнее, тем больше затруднена пластическая деформация, как это видно на примере вышеупомянутых трех элементов. В конечном итоге металлическая связь создает более благоприятные условия для прохождения дислокаций, чем гетерополярная, так как все атомные остовы взаимно притягиваются и не требуют для сохранения целостности решетки определенного относительного расположения.

Слабой стороной предлагаемой теории является неспособность объяснить, почему деформация металлических кристаллов связана с вполне определенными кристаллографическими плоскостями и направлениями.

**156. Неоднородность деформации в металлических монокристаллах.** H o n e u s o m b e R. W. K., Proc. Phys. Soc., 63A, 672—674 (1950).

С помощью рентгенофотографического метода на поверхности подвергнутых малой деформации монокристаллов алюминия обнаруживается сетка тонких полос, располагающихся большей частью в плоскости (100) и не являющихся, следовательно, линиями скольжения. Присутствие этих

деформационных полос ставится автором в связь с явлением астеризма, наблюдающимся на лауэграммах деформированных кристаллов. На основе полученных результатов высказывается предположение, что в процессе деформирования кристалл раскалывается на отдельные блоки или слои с несколько различной ориентацией, и, таким образом, деформация не только поликристаллов, но и монокристаллов является неоднородной.

**157. Предел текучести кристаллов цинка.** Wain P. L. and Cottrell A. H., Proc. Phys. Soc., **63B**, 339—346 (1950).

Пик предела текучести получен автором при растяжении монокристаллов цинка. Экспериментально показано, что ответственным за этот эффект является, так же как в случае кадмия, молибдена и частично железа, присутствие азота, поглощенного металлом в процессе плавления и распределенного во всем его объеме (не только в поверхностных слоях).

Пик предела текучести наблюдается у цинка лишь после определенным образом проведенного искусственного старения. После разгрузки и повторной термической обработки явление пика воспроизводится у цинка при тех же количественных значениях напряжений и деформаций, в отличие от железа, у которого предел текучести в таких случаях возрастает. Это отличие объясняется более быстрым, чем у железа, протеканием процесса отжига, который успевает полностью завершиться во время старения.

При обсуждении результатов автор высказывает ряд общих соображений о физической природе пика предела текучести у металлов, подтверждающих его заключение о роли азота в этом явлении.

**158. Состояние поверхности и пластичность кристаллов цинка.** Hager S. and Cottrell A. H., Proc. Phys. Soc., **63B**, 331—339 (1950).

Монокристаллы цинка с различным образом обработанной поверхностью подвергались растяжению со скоростью  $10^{-2}$  см/сек и испытанию на ползучесть при постоянной нагрузке; в первом случае определялась нагрузка, отвечающая 0,5% удлинения, во втором — скорость нарастания деформации. С целью изучения эффекта Ребиндера при испытаниях на ползучесть образцы подвергались воздействию парафина, олеиновой кислоты и других веществ.

Установлено, что присутствие на поверхности кристалла оксидной пленки значительно повышает его сопротивление деформированию по сравнению с кристаллом, имеющим электролитически полированную или протравленную поверхность. При воздействии поверхностно-активными жидкостями сопротивление деформированию снижается только у кристаллов, имевших оксидную пленку; при этом эффект снижения обнаруживается тем быстрее, чем меньше вязкость жидкости; в отсутствие оксидной пленки на металле эффект не наблюдается вовсе.

Высказывается предположение, что поверхностно-активные вещества снижают сопротивление деформированию только проникая сквозь оксидную пленку и нарушая ее связи с металлом. Механизм повышения прочности металла самой оксидной пленкой остается пока невыясненным.

**159. О влиянии погружения монокристаллов меди в ртуть на кривую их растяжения.** Washman J. B., Journ. Appl. Phys., **21**, 943 — 944 (1950).

С целью проверки предположения о влиянии окружающей монокристаллический образец среды на поведение в нем дислокаций и развитие пласти-

ческой деформации производились опыты по растяжению монокристаллических образцов меди в воздухе и ртути. Приводятся результаты, показывающие практически несущественное снижение диаграммы растяжения в последнем случае по сравнению с первым.

**160. Эффект Ребиндера.** Andrade E. N., Randall R. F. Y. and Makin M. J., Proc. Phys. Soc., **63B**, 990—996 (1950).

Возрастание скорости деформирования и увеличение электросопротивления металла при воздействии на него поверхностно-активных веществ изучались автором на монокристаллах кадмия и свинца, поверхность которых в одних случаях была окислена, а в других — очищена путем нагрева в вакууме. Возрастание скорости деформирования под постоянной нагрузкой было отмечено лишь у кристаллов, имевших окисленную поверхность, и не наблюдалось у кристаллов с очищенной поверхностью; изменения электрического сопротивления ни в том, ни в другом случае не было обнаружено. На основании этих данных авторы заключают, что эффект Ребиндера следует объяснять не проникновением поверхностно-активной жидкости в микротрещины на поверхности кристалла, а ее разрушающим действием на покрывающую кристалл пленку окисла.

**161. Термическое травление монокристаллов кадмия.** Andrade E. N. and Randall R. F. Y., Proc. Phys. Soc., **63B**, 198—208 (1950).

При нагреве в вакууме монокристаллов кадмия в них отчетливо выявляются кристаллические плоскости. Когда плоскость базиса образует малый угол с осью образца, имеющего форму проволоки, на поверхности образца возникают характерные гексагональные углубления, дно которых является плоскостью базиса. В тех случаях, когда плоскость базиса образует большой угол с осью образца, на поверхности последнего появляются эллиптические полосы, подобные тем, какие возникают при механическом растяжении. Эти полосы, а также уступы, видимые в углублениях, обнаруживают в недеформированном кристалле тонкие слои, толщина которых около  $1 \mu$ , — того же порядка, что и плоскостей скольжения, выявляющихся при механическом растяжении. Полученный экспериментальный материал подвергнут подробному анализу. Обобщая полученные результаты, авторы делают вывод о том, что субструктура монокристаллов, обнаруживаемая деформированием, уже имеет место в недеформированном кристалле. Метод термического травления открывает, таким образом, большие возможности для изучения строения монокристаллов.

**162. Экспериментальное обследование деформации и процесса отжига цинковых кристаллов.** Jilison D. C., Journ. Met., **188**, 1009—1018 (1950).

Подробно сообщаются результаты изучения прямого и обратного двойникования, раскалывания после деформации, потери устойчивости при сжатии, деформирования при кручении, отдыха и рекристаллизации монокристаллов цинка, тщательно приготовленных по методу, изложенному в [102]. Обсуждение полученных новых результатов излагается с учетом большого числа старых литературных данных.

**163. Изучение диаграмм растяжения цинковых монокристаллов.** J i l l s o n D. C., Journ. Met., 188, 1129—1133 (1950).

Сообщаются результаты подробного исследования диаграмм растяжения различно ориентированных цинковых монокристаллов, изготовленных по методу работы [102]. Критическое скалывающее напряжение устанавливается для чистого Zn равным  $18,4 \text{ г/мм}^2$  вдоль плоскости базиса (001) в направлении скольжения [100].

**164. Изучение пластического поведения монокристаллов чистого алюминия при разных температурах.** R o s i F. D. a n d M a t h e w s o n C. H., Journ. Met., 188, 1159—1167 (1950).

Излагаются результаты обстоятельного исследования силовых и деформационных параметров растяжения монокристаллов Al (99,996%) приблизительно одинаковой ориентации, выполненного при температурах от 77 до 353° К. Изучены зависимости критического скалывающего напряжения и коэффициента упрочнения от температуры и предложены простые выражения для них. Показано, что густота полос скольжения изменяется с понижением температуры по тому же закону, что и коэффициент упрочнения.

**165. Способность кристаллов к раскалыванию.** S m e k a l A., Acta Phys. Austr., 4, 313—317 (1950).

Высказывается ряд соображений о природе явления раскалывания кристаллов по плоскостям спайности, которая связывается с «микроструктурой» кристаллической решетки.

**166. Модели дислокаций на границе кристаллов.** R e a d W. T. a n d S h o c k l e y W., Phys. Rev., 78, 275—289 (1950).

Опираясь на дислокационную модель для границы зерен с мало отличающейся ориентацией, авторы теоретически рассматривают вопрос о перемещениях границы зерен и ее энергии. Предлагается выражение для вычисления энергии границы и устанавливается связь между порождением дислокаций и междукристаллическим сдвигом.

**167. Статическая модель дислокаций.** B i l b y B. A., Journ. Inst. Met., 76, 613—627 (1950).

Описывается наглядная пространственная модель для различных кристаллических решеток, с помощью которой может быть прослежено движение разного рода дислокаций и их «конструкция». С помощью этой модели автор разбирает отдельные примеры дислокаций в простой кубической решетке.

**168. О силах, влияющих на дислокацию, и возникающем при этом поле напряжений.** P e a c h M. a n d K o e h l e r J. S., Phys. Rev., 80, 436—439 (1950).

В статье, представляющей собой теоретическую работу, обсуждаются вопросы о взаимодействии определенной дислокации с заданным полем напряжений и о взаимодействии дислокаций друг с другом в бесконечном упруго-изотропном кристалле.

**169. Наглядное изображение дислокаций в пространственных решетках.** K o s c h e n d ö r f e r A., Zs. f. Metallkunde, **41**, 33—36 (1950).

В связи со значительным развитием теории дислокаций в последнее время автор вновь привлекает внимание к этому вопросу и рассматривает изменения в кристалле, вносимые одиночными продольными и поперечными дислокациями. Совместное проявление тех и других дислокаций иллюстрируется наглядной картиной пространственного изображения кристалла. Устанавливается связь между явлением скольжения и движением этих дислокаций. Выдвигается предложение вместо названий «ступенчатая» и «винтовая» дислокация пользоваться понятиями «продольная» и «поперечная» дислокация.

**170. Ротационное скольжение — новый деформационный процесс в кристаллах.** W i l m a n H., Nature, **165**, 321—322 (1950).

**171. О влиянии термически возбужденных упругих волн на пластическую деформацию.** L e i b f r i e d G., Zs. f. Phys., **127**, 344—350 (1950).

В работе излагается теоретическое рассмотрение вопроса о рассеивании упругих волн дислокациями в металлах. Показывается, что при этом скорость перемещения дислокаций не может быть заметно выше 0,1 от скорости звука. Отмечается существование связи между температурой плавления металла и средними скалывающими напряжениями, вызываемыми в нем с помощью термически возбужденных волн.

**172. Пластичность моноклинной серы.** L o r e n z W., Zs. f. Naturforsch., **5a**, 405—407 (1950).

Сообщаются результаты изучения временной зависимости скорости течения серы при постоянной нагрузке и переменных температурах (97, 101, 105 и 110° C) выше температуры ее превращения из ромбической в моноклинную. Устанавливается отсутствие согласия полученных результатов с известной формулой Беккера — Орована, выражающей зависимость скорости пластического течения кристаллов в функции от напряжения и температуры.

**173. Изменения микротвердости монокристаллов в зависимости от ориентации пирамидального пенетратора.** R o t h - M e y e r H., C. R., **231**, 906—908 (1950).

Изучались явления, сопровождающие измерение микротвердости монокристаллов алюминия и цинка при помощи пирамиды с квадратным основанием. При внедрении пирамиды на поверхности кристалла появляются две взаимно перпендикулярные или три расположенные под углом 60° системы линий скольжения. Размеры и форма отпечатка изменяются в зависимости от угла, образуемого диагональю отпечатка с каким-либо характеристическим кристаллографическим направлением; кривая зависимости длины диагонали от этого угла имеет вид синусоиды с периодом 90 или 180°; изменения твердости достигают при этом 10%. Величина периода, а также число систем линий скольжения определяются типом кристаллографической плоскости, на которой производится измерение. Подчеркивается, что наконечник в виде пирамиды дает возможность более тонко, чем сферический или конический наконечники, обнаружить малые изменения микротвердости, связанные с анизотропией кристалла, а линии скольжения вокруг пирамидального отпечатка позволяют определять ориентацию кристалла.

---

---

## IX. ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

174. К вопросу о форме диаграмм растяжения металлов и ее физической интерпретации. Crussard C. et Jaoul B., Rev. métallurg., 47, 589—600 (1950).

Исходя из параболической зависимости вида  $\sigma = \sigma_0 + A\varepsilon^m$ , где  $\sigma_0$ ,  $A$  и  $m$  — константы,  $\sigma$  — напряжение и  $\varepsilon$  — удлинение, и полагая, что она на всем протяжении кривой не оправдывается, авторы, тем не менее, считают ее применимой к различным участкам диаграммы (с разными значениями констант); при этом они придают особое значение показателю  $m$ , который независимо от смысла  $\sigma_0$  характеризует интенсивность упрочнения на данном участке. Для его определения использовано то положение, что при выборе в качестве абсцисс точек, отвечающих возрастанию пластической деформации в геометрической прогрессии, логарифмы соответствующих последовательных приращений напряжения при параболической зависимости ложатся на прямую; наклон ее равен показателю  $m$ .

Экспериментальное исследование проведено на алюминии, меди, цинке и магнии. Диаграмма растяжения оказалась состоящей из трех участков: первого прямолинейного (с наклоном, не всегда равным модулю упругости), второго и третьего — параболических с различными параметрами (уменьшение  $m$ ) и отчетливо выраженной точкой перелома (для сплавов алюминия, например, при удлинении от 1 до 7%, в зависимости от степени легированности). Авторы объясняют физическую природу этого перелома на диаграмме переходом от одного вида пластической деформации к другому: именно, на первом параболическом этапе упрочнение охватывает как зерна, так и их стыки; на втором же этапе начинается фрагментация зерен, и преобладание получает внутризеренное упрочнение.

175. Пластическое течение платиновой проволоки. Carreker R.P., Journ. Appl. Phys., 21, 1289—1296 (1950).

Излагаются данные измерения роста пластической деформации платиновых (99,98% Pt) проволок в зависимости от времени при различных заданных напряжениях и температурах. Для опытов использовались калиброванные проволоки диаметром 0,38 мм, которые после установки их в прибор перед нагружением подвергались (путем пропускания через них определенного тока) отжигу при 1670° К в течение 10 мин. Описывается примененная в опытах специальная аппаратура. Полученный с помощью широкой вариации условий опытов обширный экспериментальный материал представлен в виде графиков, на которых для разных температур изображены в логарифмическом масштабе зависимости деформации от времени при заданных постоянных напряжениях. Эти данные охватывают изменение температуры от 78 до 1550° К, изменение напряжений примерно от 1 до 32 кг/мм<sup>2</sup>, деформаций — от 0,001 до 0,1 и скорости деформирования от 10<sup>-6</sup> до 10<sup>-1</sup> в минуту. На основании этих данных, охватываю-

щих, как можно видеть, область скоростей ползучести, делается вывод о форме количественных соотношений между различными участвующими в опыте величинами. Показывается, что сопротивление деформированию  $\sigma$ , деформация  $\epsilon$ , скорость деформирования  $\dot{\epsilon}$ , температура  $T$  (абсолютная) и время опыта  $T$  могут быть связаны для выбранных условий деформирования платины следующими простыми соотношениями:

$$\begin{aligned}\sigma &= A\epsilon^n \text{ для заданных } \epsilon \text{ и } T, \\ \sigma &= B\epsilon^p T \text{ для заданных } \epsilon \text{ и } \dot{\epsilon}, \\ \epsilon &= Ct^a \text{ для заданных } \sigma \text{ и } T \text{ и} \\ \frac{\partial n}{\partial T} &= \frac{\partial p}{\partial \lg \epsilon} \text{ для заданной величины } \epsilon.\end{aligned}$$

Величины  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $a$ ,  $n$  и  $p$  являются константами материала.

На основании кривых  $\sigma(\epsilon)$ , изображаемых в координатах  $\lg \sigma - \lg \dot{\epsilon}$  в виде прямых, что свидетельствует о существовании степенной зависимости  $\sigma$  от  $\dot{\epsilon}$ , строятся зависимости  $\lg \dot{\epsilon}$  от  $T^{-1}$  для различных  $\sigma$  и заданных  $\epsilon$ .

Эти последние, выражая собой зависимость  $\dot{\epsilon} = Ke^{-\frac{Q}{RT}}$  (где  $Q$  — энергия активации,  $R$  — газовая постоянная и  $K$  — константа металла), также описываются прямыми. Используя указанное семейство прямых, авторы по тангенсу угла их наклона определяют энергию активации  $Q$  платины для разных сочетаний  $\sigma$  и  $\epsilon$ . Показывается, что зависимость величины  $Q$  от сопротивления деформированию  $\sigma$  при заданной деформации наилучшим образом приближается к линейной в координатах  $Q - \lg \sigma^1$ .

**176. О распределении пластических деформаций в растягиваемом образце из железа, обнаруживающего «эффект Пюбера — Людерса».** M o u f l a r d M. e t L a s o m b e P., C. R., 231, 1500—1502 (1950).

Изучалось распределение пластических деформаций в растягиваемом железном образце в той стадии деформирования, когда линии скольжения Чернова, называемые в статье линиями Пюбера — Людерса, распространяются по длине образца, что выражается на диаграмме напряжение — деформация площадкой текучести.

На основе опытов, выполненных при помощи микромашины Шевенара, установлена линейная зависимость между длиной участков, охваченных линиями скольжения, и суммарным удлинением образца. Отсюда следует, что 1) в зонах, не охваченных скольжением, пластическое удлинение равно  $a\%$ , в зонах же, охваченных ими, удлинение равно  $b\%$ , если через  $a$  и  $b$  обозначены абсциссы, отвечающие соответственно началу и концу площадки текучести, и 2) пластические деформации в каждой из рассматриваемых зон остаются постоянными до тех пор, пока суммарное удлинение образца не достигает  $b\%$ . Оба вывода получили наглядное подтверждение в результате рекристаллизационного отжига образцов, под-

<sup>1)</sup> Следует заметить, что степенная зависимость сопротивления деформированию  $\sigma$  от скорости деформирования  $\dot{\epsilon}$  была установлена еще в 1939 г. в работах советских авторов (см. Витман Ф. Ф. и Степанов В. А., *ЖТФ*, 9, 1070—1085 (1939)) и позже была вновь подтверждена в 1949 г. (Витман Ф. Ф., Златин Н. А. и Иоффе Б. С., *ЖТФ*, 19, 300—326 (1949)).

Необходимо также отметить, что установленное в работе соотношение  $Q \sim A - \lg \sigma$ , как уже отмечалось в советской литературе (см. ссылку ниже), в качестве первого приближения может формально описывать связь  $Q$  с  $\sigma$  лишь в ограниченном интервале изменения последнего. Более строгим является соотношение  $Q \sim B - \ln a \sigma$ , подтвержденное на большом экспериментальном материале в работах Ф. Ф. Витмана, Н. А. Златина и Л. М. Шестопалова (Сборник, посвященный 70-летию акад. А. Ф. Иоффе, Изд-во АН СССР, 1949). (*Прим. ред.*)

вергнутых различным степеням удлинения, не превышавшего, однако, 6%. Рост зерен был обнаружен только в участках, охваченных линиями скольжения, причем степень увеличения зерна во всех образцах оказалась одинаковой. Подчеркивается, что у материалов с площадкой текучести в рассматриваемой стадии растяжения равномерное деформирование по всей длине образца невозможно<sup>1)</sup>.

**177. Оптический метод для изучения деформаций мягкой стали.** Hall E. O., Proc. Phys. Soc., **63B**, 724—726 (1950).

В связи с изучением линий скольжения разработан оптический метод записи местных деформаций. Оловянный шарик крепится к средней части образца таким образом, что при равномерном растяжении образца он опускается вниз со скоростью, равной половине скорости растяжения; при возникновении линий скольжения в нижней части образца шарик остается неподвижным, а при возникновении их в верхней части — опускается со скоростью, равной скорости растяжения. С помощью осветителя и линз движения шарика записываются на вращающуюся пленку. Получающиеся диаграммы дают возможность определить скорость распространения линий скольжения и величину связанного с нею удлинения.

Изучались особенности развития линий скольжения мягкой стали в зависимости от предварительной термической обработки. Попутно было обнаружено, что при величине зерна, превосходящей некоторое критическое значение, линии скольжения не возникают вовсе.

**178. Замечания к применению электрополировки при металлографическом изучении пластической деформации.** Wilms G. R., Journ. Inst. Met., **76**, 629—630 (1950).

Обращается внимание на необходимость перед растяжением электрополированного образца удалить обычным травлением созданную на нем при полировке анодную пленку; пленка эта, будучи хрупкой, образует при деформировании зерен на микрошлифе узор, сильно запутывающий общую картину деформации зерен.

**179. Состояние поверхностного слоя полированного алюминия и значение царапин.** Owen E. A. and Liu Y. H., Journ. Inst. Met., **78**, 93—103 (1950).

Изучение поверхностного слоя полированного металла с помощью рентгенографического метода показывает, что этот слой находится в устойчивом состоянии и обладает увеличенным против отожженного состояния параметром решетки. Толщина указанного слоя достигает примерно 0,1 м. При нанесении одиночной царапины ее влияние распространяется на слой металла, удаленные от нее на расстояние вплоть до 1 м.

**180. Энергетические соотношения и превращения при деформировании и разрушении.** Podszus E., Zs. f. Metallkunde, **41**, 23—31 (1950).

Путем расчета показывается, что выделяемое при разрыве металла тепло является следствием больших концентраций напряжений, приводящих в отдельных локализованных объемах к кратковременному возникно-

<sup>1)</sup> Неравномерность распространения пластической деформации по длине образца и кинетика развития течения металла вплоть до момента образования шейки были подробно изучены еще в 1931 г. Н. Н. Давиденковым, К. Юрьевым, П. Н. Миропобовым и Е. М. Шевандиным. см. *ЖТФ*, **1**, 19—24 (1931). (*Прим. ред.*)

венно весьма больших температур<sup>1)</sup>, которые даже в хорошо теплопроводящих металлах могут превышать температуру их плавления. Высказывается утверждение, что этот эффект является причиной различия между практической и теоретической прочностями.

**181. Влияние масштабного фактора на пластическое поведение и разрушение средне-углеродистой стали.** Miklowitz J., Journ. Appl. Mech., 17, 159—168 (1950).

Устанавливается, что увеличение размеров цилиндрических образцов в 16 раз (диаметр наибольшего образца  $\sim 75$  мм) приводит к заметному уменьшению локализованной деформации в шейке и характеристик сопротивления разрушению. Этот эффект связывается с затрудняющим пластическую деформацию влиянием соседних частей металла, менее втянутых в пластическое течение; предполагается, что это влияние растет с увеличением размеров образцов.

**182. Исследование следов деформаций в алюминии.** Vanegjese B. R., Journ. Met., 188, 1126—1128 (1950).

Излагаются результаты металлографического изучения особых деформационных узоров внутри пакетов скольжения и их кристаллографической ориентации в чистом алюминии, подвергнутом статическому или динамическому сжатию, а также прокатке. Приготовление образцов отличалось от распространенного способа тем, что их деформирование и подготовка поверхности шлифа производились при непрерывном охлаждении образца ( $-72^\circ$  C) с последующей электролитической (а не механической) полировкой. При повышении температуры подготовки шлифа до комнатной названные узоры не обнаруживались. Косвенным путем доказываются существование тесной связи между явлением неустойчивости указанных следов деформаций на поверхности травленого шлифа и неспособностью алюминия образовывать связанные двойники отжига.

**183. О кристаллографическом индцировании плоскостей поперечных сечений зерен на шлифах металлов.** Kostron H., Zs. f. Metallkunde, 41, 370—377 (1950).

В статье описывается способ определения кристаллографических индексов плоскостей поперечного сечения зерен на шлифах металлов на основании вида фигур травления и линий скольжения. Способ применим для кубических металлов, у которых плоскости фигур травления являются плоскостями куба, а плоскости скольжения — плоскостями октаэдра.

Автор на основании расчетов дает восемь видов кривых индцирования, которые охватывают всевозможные положения плоскостей шлифа. Имея фотографию микрошлифа, на которой при большом увеличении должны быть отчетливо видны фигуры травления и линии скольжения, и пользуясь расчетными кривыми автора, можно определить индексы любой плоскости зерен шлифа. Для этого необходимо произвести замер по меньшей мере трех величин углов между направлением сторон фигур травления и линий скольжения и произвольно выбранным направлением.

В статье подробно описывается порядок проведения операций для определения индексов плоскостей шлифа, приводятся расчетные формулы, указывается реактив для выявления фигур травления, а также на несколь-

<sup>1)</sup> Следует отметить, что указанное предположение впервые было высказано в известных работах А. В. Стеналова еще в 1934—1935 гг. Тогда же этот эффект был им экспериментально доказан в опытах с каменной солью. (Прим. ред.)

ких примерах микрофотографий сплавов системы Al — Cu — Mg со всеми подробностями производится определение индексов плоскостей.

**184. Линии сдвигов в хроме.** Greiner E. S., Journ. Met., 188, 891—892 (1950).

Сообщается о наблюдении линий скольжения в зернах хрома при 800- и 6000-кратном увеличении (электронный микроскоп). Наблюдение этих линий явилось результатом сжатия образца в условиях запрещения поперечной деформации. Таким образом доказывается, что в условиях сочетания сжатия с гидростатическим давлением хрупкий в обычном представлении хром может быть пластичным так же, как литая бронза, чугун и мрамор в аналогичных условиях.

**185. Пластичность литого молибдена.** Fischer R. B. and Jackson J. H., Journ. Met., 188, 1149—1153 (1950).

В опытах на изгиб образцов, изготовленных из литого молибдена, показано, что в случае расположения большинства зерен параллельно направлению растягивающих напряжений наблюдается заметная пластичность, что связано с исключением в этом случае влияния слабых связей по границам зерен. Таким образом, пластичность литого молибдена является направленной его характеристикой. Установлено улучшение этой характеристики после отжига при 1150° C в вакууме. Плоскостью разрыва в молибдене является плоскость куба (100).

**186. Рентгенографическое микроручевое изучение пластически деформированного металла.** Kellar J. N., Hirsch P. B. and Thorp J. S., Nature, 165, 554—556 (1950).

Заметка является предварительным сообщением о результатах, достигнутых авторами на спектрографически чистом наклепанном алюминии при изучении структуры колец рентгенограмм, полученных при отражении микропучка рентгеновских лучей диаметром около 35  $\mu$ .

**187. Остаточные деформации решетки в мягкой стали.** Gaggø R. I., Nature, 165, 241—242 (1950).

**188. Остаточные деформации в пластически деформированных мягких сталях.** Finch L. G. and Greenough G. B., Nature, 166, 508—510 (1950).

**189. Структура деформированных металлических зерен.** Ramsey J. A., Nature, 166, 867—868 (1950).

**190. Упругие смещения атомов в пластически деформированных металлах.** Wood W. A. and Dewsnap N., Journ. Inst. Met., 77, 65—78 (1950).

С помощью рентгенографического метода определены остаточные напряжения, возникающие между зернами поликристаллических железных и алюминиевых образцов при их пластическом растяжении. При увеличении степени деформации мелкокристаллических образцов величина этих напряжений закономерно возрастает и достигает некоторого максимума, сравнимого с пределом прочности материала, а затем, при образовании шейки, заметно падает. Для образцов с крупным зерном они оказываются

при равных деформациях меньше и сильно изменяются от зерна к зерну. Высказывается предположение о возможном механизме образования изучавшихся остаточных напряжений, не связываемом с анизотропией зерен. Отмечается, что выполненное исследование имеет большое значение для установления действительных границ упругого поведения металлов.

**191. Исследование процесса среза металлических образцов.** Ch a n g T. M. a n d S w i f t H. W., Journ. Inst. Met., 78, 119—146 (1950).

В работе изучались зависимость сопротивления срезу от перемещения пуансона, распределение деформаций на боковой поверхности призматического образца с помощью нацарапанной на ней сетки, изменение этой деформационной картины по мере возрастания перемещения пуансона и развитие трещины при разрушении. Опыты производились на свинцовых, оловянных, алюминиевых, медных, латунных и стальных образцах при различных зазорах между матрицей и пуансоном (доводившихся до 30% от толщины образца), при разных притуплениях режущих кромок инструмента, а также при разных степенях предварительной деформации материала. Найдена величина оптимального зазора для материалов разной прочности. Даны описание кинетики процесса среза и классификация случаев разрушения. Предпринятая попытка отыскания связи между результатами опытов при растяжении и при срезе привела к отрицанию существования такой связи.

**192. Измерение малых степеней пластичности.** P i n t o N. P., Journ. Met., 188, 1444 (1950).

Описывается простое устройство в виде бруска с переменной кривизной, вдоль края которого нанесена неравномерная шкала его радиусов кривизны. Прижимая образец к такому бруску, можно определить предельную пластичность его растянутого волокна по величине радиуса кривизны, отвечающего возникновению трещины. Прибор применялся для определения пластичности бериллия.

## Х. ПОЛЗУЧЕСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ И ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

193. Теоретическое и опытное исследование ползучести и релаксации кристаллов. Laurent P. et Eudier M., Rev. métallurg., 47, 39—52 (1950).

После краткого изложения теории ползучести для поликристаллов (теория Тейлора, теория междузеренного упрочнения, теория скольжения по границам зерен) авторы описывают результаты своих опытов с ползучестью и релаксацией магния и сплава алюминия с 9,7% меди (методика опытов не приводится) при трех температурах: 17, 102 и 225° С. Эти результаты выражаются следующими законами, которые, по мнению авторов, воспроизводят проверенные им ранее законы для деформации монокристаллов, основанные на теории «зацеплений»<sup>1)</sup>:

1. Удлинение ползучести для малых нагрузок связано приблизительно линейной зависимостью с логарифмом времени.

2. Корень квадратный из скорости ползучести для не очень длительных промежутков времени убывает в линейной зависимости от корня квадратного от времени для кубических кристаллов и времени в первой степени для гексагональных.

3. Зависимость логарифма напряжения (деленного на модуль) от логарифма скорости деформации в данный момент для исследованных металлов изображается прямой, тангенс угла наклона которой составляет  $\frac{1}{2}$ .

4. Логарифм скорости ползучести (для данного напряжения и данного момента) связан с обратной величиной абсолютной температуры линейной зависимостью.

5. При релаксации находят свое подтверждение законы 3 и 4.

Сравнение опытных результатов с известными формулами Андраде и Орована не подтвердило их справедливости.

Переход от ползучести к релаксации может быть построен на одном из следующих трех условий сравнения скоростей деформации:

а) в одинаковые промежутки времени и при одинаковых напряжениях (гипотеза старения);

б) в одинаковые промежутки времени и при одинаковых пластических деформациях;

в) при одинаковых напряжениях и одинаковых пластических деформациях (гипотеза наклепа).

Наилучшее, хотя и далеко не удовлетворительное, совпадение получалось по третьей гипотезе.

Вместо этого авторы предлагают сопоставлять по видоизмененному методу (в) скорость релаксации не со скоростью ползучести, а с разностью между скоростью ползучести в данный момент и предельной скоростью, к которой она стремится (?); приводимые им графики показывают в этом случае полное совпадение скоростей.

<sup>1)</sup> См. Rev. métallurg., 42, 79, 125, 156, 178 (1945).

**194. Ползучесть цинка при постоянном напряжении.** Cottrell A. H. and Aytakin V., Journ. Inst. Met., 77, 389—421 (1950).

Монокристаллический и поликристаллический спектрографически чистый цинк подвергались растяжению в условиях разных температур при постоянном скальвующем напряжении в плоскости сдвига в первом случае и постоянном нормальном напряжении во втором случае. Установлено, что общий вид кривых растяжения в обеих сериях опытов одинаков, причем кривые имеют участки неустановившегося и установившегося течения. На последнем участке кривой скорость течения связана экспоненциальной зависимостью с действующим напряжением и обратной величиной температуры опыта. Общность такой закономерности для монокристалла и поликристалла является только качественной; измеренные значения параметров уравнений установившегося течения в этих случаях сильно отличаются друг от друга. Течение монокристалла протекает путем сдвигов; течение же поликристаллического образца связано со сдвигами, двойникованием, фрагментацией зерен и смещениями вдоль их границ.

В работе отдельно обсуждается вопрос о факторах, определяющих скорость установившегося течения монокристалла. Рассмотрение вопроса при этом проводится с точки зрения теории, аналогичной известной теории Беккера — Орована, учитывающей конкуренцию между упрочнением при деформации и термическим разупрочнением.

**195. Испытание на ползучесть при изгибе консольно закрепленного образца.** Harris G. and Child H., Journ. Iron Steel Inst., 165, 139—144 (1950).

Описывается способ испытания на ползучесть при изгибе закрепленного одним концом образца. Указываются преимущества предложенного метода, позволяющего применять образцы более простой формы и определять ползучесть при высоких температурах с меньшими трудностями, чем при растяжении. Дается характеристика образцов, рекомендуемых для испытания на ползучесть при изгибе. Как основной рекомендуется цилиндрический образец диаметром 3,7 мм и расчетной длиной 25,4 мм. При испытании такого образца могут быть измерены относительные деформации от 0,003 до 1,5%. Для испытания при более высоких температурах, а также для плохо обрабатываемых и прессованных материалов рекомендуются соответственно другие типы образцов.

Проводится теоретическое рассмотрение вопроса и показывается, что при условии наличия степенной зависимости скорости ползучести от напряжения может быть выведена формула, связывающая напряжения ползучести цилиндрических или прямоугольных образцов, наблюдаемые при изгибе и при растяжении

$$\sigma_A = K\sigma_E,$$

где  $\sigma_E$  — напряжение ползучести при изгибе, вычисленное по формулам теории упругости,  $\sigma_A$  — напряжение ползучести при растяжении, соответствующее такой же деформации, и  $K$  — постоянный коэффициент, зависящий от материала и температуры испытания.

Дается описание опытов по изучению ползучести жароупорной стали предложенным способом, а также, для сравнения, — по обычной методике, путем растяжения образца. Опыты, проводимые при температурах до 1000° С, показали, что до 1% деформации имеется хорошая корреляция между испытаниями при изгибе и при растяжении. Для больших деформаций результаты различаются главным образом вследствие уменьшения поперечного сечения образцов при растяжении.

**196. Механизм начальной стадии ползучести металлов.** Wood W. A. and Scrutton R. F., Journ. Inst. Met., 77, 423—434 (1950).

С помощью микроскопического и рентгенографического методов изучался процесс фрагментации зерен отожженного поликристаллического чистого алюминия во время начального периода (неустановившейся) ползучести и определялась зависимость характера этого процесса от скорости деформации. Описание механизма названного процесса проводится в сравнении с результатами одновременного изучения субструктур в алюминии, подвергнутому упрочнению при комнатной температуре и последующему отжигу.

**197. Выяснение механизма ползучести с помощью рентгенографического метода.** Greenough G. B. and Smith E. M., Journ. Inst. Met., 77, 435—443 (1950).

Опираясь на дислокационную теорию пластической деформации и теорию «полигонизации» (фрагментации) зерен металла при отжиге после наклепа, авторы выдвигают гипотезу для объяснения явлений, наблюдаемых при рентгенографическом изучении ползучести. Развиваемые взгляды подкрепляются результатами собственных опытов по изучению ползучести чистого алюминия при 300° С.

**198. Рентгенографическое изучение природы деформаций ползучести в поликристаллическом алюминии.** Calnan E. A. and Burns V. D., Journ. Inst. Met., 77, 445—455 (1950).

Рентгенографическому исследованию были подвергнуты образцы чистого отожженного алюминия в различных фазах их удлинения при ползучести в условиях нагрева до 250° С. Рентгенографирование производилось при комнатной температуре. Изучение рентгенограмм показывает, что до удлинения 3% (170 час.) ползучесть определяется развитием процесса образований сдвигов. В этой стадии процесса деформация неодинакова не только в отдельных зернах, но и внутри самих зерен. В следующей стадии растяжения образцов до 13% удлинения (2500 час.) обнаруживается как бы раздробление зерен и образование из искаженного материала новых мелких зерен. Это явление связывается с процессом образования тонкой субструктуры, называемым полигонизацией.

**199. Ползучесть меди высокой чистоты.** Jenkins W. D. and Digges T. G., Journ. Res. Nat. Bureau Stand., 45, 153—173 (1950).

Исследовалась ползучесть меди (99,99% Cu) при растяжении при трех температурах: 43, 121 и 149° С. При этом изучалось влияние на характеристики ползучести таких факторов, как предыдущая термическая и механическая обработка металла, скорость нагружения, внезапное изменение напряжения от одного постоянного уровня до другого. Показано, что все эти факторы оказывают заметное влияние на протекание ползучести. При повышении скорости нагружения пластическая деформация и скорость ползучести во второй фазе процесса снижаются. Установлено, что скорость ползучести во второй стадии процесса, полагаемая обычно постоянной, в действительности все время колеблется в некоторых пределах; амплитуда этих колебаний скорости ползучести обнаруживает тенденцию снижения при повышении напряжения и температуры. В некоторых случаях начало третьей стадии ползучести сопровождается возникновением микротрещин, которые, однако, не являются предшосылкой для развития

этой стадии процесса. Развитие деформации в зернах было подвергнуто в работе подробному маталлографическому изучению.

**200. Связь между деформацией и временем при ползучести цинковых кристаллов.** T y n d a l l E. P. T., Journ. Appl. Phys., 21, 939 (1950).

Дается сжатое изложение основных результатов, полученных в опытах на ползучесть с различно ориентированными монокристаллами цинка. В тех случаях, когда угол между осью образца и плоскостью скольжения с точностью до двух градусов равен углу между осью образца и направлением скольжения, деформация ползучести  $\epsilon$  и время  $t$  могут быть связаны следующим соотношением:  $\epsilon = At^M$ , где  $A$  и  $M$  — константы.

**201. Поверхностные эффекты при ползучести монокристаллов кадмия.** M e n t e r J. W. a n d H a l l E. O., Nature, 165, 611—612 (1950).

**202. Влияние состояния поверхности на ползучесть кристаллов кадмия.** P h i l l i p s D. J. a n d T h o m p s o n N., Proc. Phys. Soc., 63B, 839—847 (1950).

В целях изучения влияния состояния поверхности кристалла на его прочность измерялись изменения скорости деформирования под постоянной нагрузкой монокристаллов кадмия при воздействии на них различными химическими реагентами. Результаты опытов показали существенную зависимость прочности кристалла от толщины и состава покрывающей его пленки гидроокиси; скорость деформирования тем ниже, чем толще пленка. Рассматривая возможные объяснения этого явления, авторы считают наиболее вероятным, что пленка гидроокиси блокирует дислокации, возникающие на поверхности кристалла в местах концентрации напряжений.

**203. К изучению ползучести боровых сталей.** D e l b a r t G. e t R a v e r y M., C. R., 231, 1498—1500 (1950).

Изучалось влияние примеси бора на сопротивление ползучести стали. Установлено, что присутствие в стали небольших количеств бора (0,009—0,015%) ведет к выпадению дисперсной фазы по границам зерен, в связи с чем сопротивление деформированию при температурах 450—550° С у сталей, содержащих бор, при прочих равных условиях ниже, чем у сталей, не содержащих его.

**204. Влияние температуры и скорости деформирования на ползучесть холодно-деформированного литого железа.** J e n k i n s W. D. a n d D i g g e s T. G., Trans. ASM, 42, 1128—1129 (1950).

**205. Течение мягкой стали в аустенитной области температур 950—1400° С.** F e l t h a m P., Nature, 165, 489—490 (1950).

**206. О методе экстраполяции данных длительного разрыва.** G r a n t N. J. a n d B u c k l i n A. G., Trans. ASM, 42, 720—751 (1950).

По результатам испытаний на длительный разрыв продолжительностью от 0,001 до 26 000 час., выполненных на хромо-никель-кобальтовых сплавах (содержащих С, Mn, Mo, W, Nb и Fe) и на железо-хромо-никель-кобальтовых сплавах (содержащих те же элементы) в диапазоне температур 650—1040° С, делается заключение об отсутствии прямолинейной зависи-

мости между логарифмом напряжения  $\sigma$  и логарифмом времени до разрыва  $\tau$ . Эта зависимость представляется не в виде одной непрерывной прямой, а до 730° С характеризуется двумя пересекающимися прямолинейными отрезками, а при более высоких температурах — тремя прямолинейными участками. Эти перегибы обусловлены протекающими в сплавах структурными изменениями, коррозионными процессами и главным образом переходом от внутрикristаллитного к межкristаллитному разрушению.

Для определения предела длительной прочности при температурах, отличных от температур испытания, авторами предлагается развитый метод экстраполяции.

**207. Стабильность легированных сталей при высоких температурах.** Wilder A. B. and Light J. O., Trans. ASM, 42, 917—934 (1950).

Свыше 100 различных марок сталей перлитного класса, легированных никелем, хромом, ванадием, молибденом, медью, алюминием и др., были подвергнуты тепловой выдержке в течение 10 000 час. при 480, 565 и 650° С для последующего определения изменения их свойств.

Установлено, что при 650° С имело место значительное окисление и обезуглероживание. В условиях выдержки при 480 и 565° С никель-молибденовые стали графитизируются. Стали, содержащие хром, даже в случае применения алюминия в процессе раскисления, при 10 000-часовой выдержке графитизации не подвержены. Наиболее стабильными оказались хромо-молибденовые и хромо-ванадиевые стали. Ударная вязкость под влиянием тепловой выдержки почти не изменилась, а твердость несколько понизилась.

**208. Ползучесть и длительный разрыв хромо-никелевых нержавеющей сталей.** Smith G. V., Dulis E. J. and Houston E. G., Trans. ASM, 42, 935—980 (1950).

Процесс ползучести при доведении растяжения образца до разрыва исследовался на четырех нержавеющей аустенитных сталях типа 18-8 с добавками молибдена, титана и ниобия при температурах 590—810° С, после предварительной термической обработки сталей посредством отжига или стабилизации. Опыты проводились при продолжительности действия нагрузки до 3000 час. Полученные результаты рассматриваются с точки зрения природы происходящих в стали микроструктурных изменений и их влияния на процессы течения и разрушения при ползучести.

**209. Влияние  $\sigma$ -фазы на свойства нержавеющей стали с 25% хрома и 20% никеля при высоких температурах.** Guarnieri G. J., Miller J. and Wawter F. J., Trans. ASM, 42, 981—1000 (1950).

Сталь с 25% Cr, 20% Ni и 2% Si подвергалась наклепу на 25—50% с последующим старением при 650—980° С в течение 1—600 час. для получения  $\sigma$ -фазы в количестве до 30% в виде выделений различного характера.

Испытания на кратковременный разрыв и на ползучесть продолжительностью до 100 час. привели к выводу, что  $\sigma$ -фаза придает стали хрупкость при комнатной температуре, но возвращает пластичность при температурах 540—650° С, причем прочность и пластичность зависят от формы и распределения чатиц  $\sigma$ -фазы.

Под влиянием  $\sigma$ -фазы сопротивление ползучести при небольшой продолжительности растяжения в пределах до 1% деформации возрастает.

При малых скоростях ползучести в условиях длительной службы сопротивление ползучести при наличии  $\sigma$ -фазы снижается.

**210. Ползучесть сплавов, склонных к дисперсионному твердению.** Davis M. and Thompson N., Proc. Phys. Soc., **63B**, 847—861 (1950).

Исследование ползучести в твердых сплавах было предпринято в целях экспериментальной проверки теории ползучести, предложенной Моттом и Набарро на Бристольской конференции по прочности твердого тела в 1948 г. Эта теория рассматривает всякую пластическую деформацию как результат движения дислокаций, всегда присутствующих в недеформированном реальном кристалле. Движение дислокации может начаться лишь при определенном соотношении между приложенным напряжением и внутренними напряжениями, имеющимися в кристаллической решетке, и при переходе дислокации в новое положение прекращается вследствие роста энергии активации. Функцией распределения  $N(\sigma)$  определяется число дислокаций, которые приводятся в движение данным напряжением  $\sigma$ ; при этом движения, создающем «мгновенную» деформацию, благодаря флуктуациям тепловой энергии могут происходить также перемещения дислокаций, требующих большего, чем  $\sigma$ , напряжения; эти перемещения образуют деформацию ползучести.

Для эксперимента был выбран сплав меди с серебром, склонный к дисперсионному твердению и обладающий поэтому сильным полем внутренних напряжений. Предварительно состаренные образцы подвергались испытанию на ползучесть как при одной, так и при нескольких последовательно возрастающих нагрузках. Детально описанные результаты наблюдений дали хорошее качественное подтверждение изложенной теории, количественные же данные обнаружили значительные расхождения с нею. Подробно анализируя эти расхождения, авторы намечают возможные пути усовершенствования теории.

**211. Диффузионная вязкость твердых поликристаллов.** H e r r i n g C., Journ. Appl. Phys., **21**, 437—445 (1950).

Автор в своей работе исходит из предположения, что под действием напряжений сдвига некоторые кристаллы могут изменять свою форму вследствие диффузионных процессов, в результате чего макроскопическое поведение кристалла подобно таковому для вязкой жидкости. Высказывается мысль, что это явление может быть основной причиной ползучести при очень высоких температурах и очень малых напряжениях. Развита количественная теория и приводятся расчеты скорости течения и эквивалентной эффективной вязкости для агрегатов квазисферических зерен и для проволок, состоящих из цилиндрических зерен. Произведено сравнение теории с экспериментальными данными, оказавшееся недостаточно удовлетворительным. Приводятся соображения о дальнейших экспериментах.

**212. Использование результатов опытов на ползучесть.** L u d w i g N., Zs. f. Metallkunde, **41**, 87—91 (1950).

Основываясь на степенной зависимости деформации от времени

$$\epsilon = \sigma t^m = \epsilon_1 (t/t_1)^m,$$

где  $\epsilon$  и  $\epsilon_1$  — деформации при продолжительностях опыта  $t$  и  $t_1$ ,  $\sigma$  — напряжение и  $m$  — коэффициент, выражающий собой наклон получаемых

в логарифмических координатах ( $\lg \epsilon$ ,  $\lg t$ ) прямых и характеризующий затухание скорости ползучести, автор рекомендует соответствующие пути расчетов на ползучесть. Показывается, что для температур, не превышающих  $450\text{--}500^\circ\text{C}$  ( $0,25 \leq m \leq 0,5$ ), на основании кратковременных испытаний на ползучесть можно получить для сталей надежные сведения об их деформациях при длительной эксплуатации. Исключение в этом случае составляют материалы, приобретающие при нагреве хрупкость. В заключение статьи автор перечисляет принципиальные и методические задачи, которые предстоит решить в области исследования ползучести.

**213. Простой прибор для испытания на ползучесть при постоянных напряжениях.** Н о р к и н Л. М. Т., Proc. Phys. Soc., **63 В**, 346—350 (1950).

Сконструирована установка для изучения явления ползучести при постоянных напряжениях. Нагрузка автоматически регулируется удлинением самого образца, уменьшаясь пропорционально уменьшению его поперечного сечения. Регулировка осуществляется до достижения равномерным удлинением образца 100%, после чего нагрузка остается постоянной. Приведены принципиальная схема и краткое описание прибора, а также экспериментальные кривые.

**214. Высокочувствительное устройство для исследования ползучести при кручении.** J o h n s o n А. Е., Journ. Sci. Instr., **27**, 74—75 (1950).

Дается краткое описание прибора, предназначенного для прецизионных измерений ползучести при малых напряжениях и скоростях относительной деформации порядка  $10^{-9}$  в час. Для этого используется кручение тонкостенного трубчатого образца:

---

---

## XI. НЕКОТОРЫЕ СПЕЦИАЛЬНЫЕ ЗАДАЧИ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

**215. Роль октаэдрической теории в изучении пластичности металлов.**  
R o o p W. P., Journ. Frankl. Inst., 249, 223—236 (1950).

После изложения общеизвестных основ теории октаэдрических напряжений и деформаций (иногда называемых интенсивностями напряжений и деформаций) автор останавливается на плоском напряженном состоянии (например, при нагружении тонкостенных труб продольными силами и внутренним давлением) и обращается к описанию его с помощью диаграмм, которые он называет фазовыми. Обычно эти диаграммы изображают в координатах «главные напряжения» состояния, отвечающие одинаковым значениям каких-либо функций этих напряжений, и представляют собой семейства соответствующих кривых (которые, например, для равных октаэдрических напряжений дают систему эллипсов). В отличие от этого автор предлагает принять за оси координат две главные деформации (для труб — окружное и осевое удлинения) и проводить кривые, изображающие октаэдрические сдвиги, октаэдрические напряжения, энергию формоизменения или осевые напряжения — каждый раз для постоянных значений этих величин, но для различных соотношений главных удлинений.

Автор видит преимущества предлагаемого им способа изображения в том, что необходимые независимые переменные (деформации) получаются непосредственно из опыта (например, по методу сеток). Однако в работе не приводятся практических примеров использования этих диаграмм для решения вопросов пластичности и прочности.

**216. Пластическая деформация и разрушение хрупкого материала.**  
C o f f i n L. F., Journ. Appl. Mech., 17, 233—248 (1950).

Излагаются опыты осевого нагружения чугунных труб в сочетании с внутренним или внешним давлением. Показывается, что обычные приемы вычисления кривых «деформация — напряжения» для случая чугунной трубы непригодны. Чугун рассматривается как пластичная среда со случайно распределенными в ней трещинками, вызванными графитовыми включениями. Результаты предложенного расчета, в котором учтены концентрации напряжений в вершине трещинок, удовлетворительно совпадают с данными опытов.

**217. Двухосное пластическое растяжение при разных отношениях главных напряжений.** Marin J. and Kotalik B. J., Journ. Appl. Mech., 17, 372—376 (1950).

В опытах по растяжению трубы (из алюминиевого сплава), подвергаемой одновременно внутреннему давлению, устанавливается, что предел текучести в этих условиях приближенно может быть предвычислен по

IV теории прочности (постоянной энергии формоизменения), а сопротивление разрыву — по I и III теориям прочности (наибольших нормальных или касательных напряжений).

**218. Изгиб идеального пластического металла.** L u b a h n J. D. and S a c h s G., Trans. ASME, 72, 201—208 (1950).

Приводится расчет деформаций и напряжений в пластически изгибаемых весьма широкой пластине и очень узкой балке для идеализированного металла без упрочнения при наклепе. Излагается приложение расчета к реальному металлу. Показывается, что результаты измерения деформаций на поверхности образцов и профиль их поперечного сечения хорошо совпадают с вычисленными.

**219. Теория пластичности анизотропного листового металла.** H a z - l e t t T. H., R o b i n s o n A. T. and D o r n J. E., Trans. ASM, 42, 1326—1356 (1950).

В отличие от существующих теорий пластической деформации при сложном напряженном состоянии, основанных на предположении изотропности металла, предлагается теория для анизотропного листового металла. Возрастание деформации по этой теории является линейной функцией напряжения, а упрочнение, вызванное пластической деформацией, — функцией энергии пластического деформирования. При этом предполагается, что степень анизотропности не претерпевает существенных изменений в пределах определенных величин деформации.

Экспериментальная проверка теории на листах из сплавов алюминия и магния показала, что она применима для случаев, когда направления главных напряжений и деформаций совпадают, и для таких деформаций, при которых степень анизотропности сохраняется постоянной.

---

---

## ХИ. ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА УДАРА

**220. Свойства некоторых металлов и сплавов при динамическом растяжении.** Clark D. S. and Wood D. S., Trans. ASM, 42, 45—74 (1950).

Исследовалось влияние различных режимов термической обработки на статические и динамические характеристики литого железа, нескольких простых углеродистых сталей с различным содержанием углерода, нескольких специальных сталей, меди, алюминия, двух алюминиевых, четырех магниевых и одного цинкового сплавов. Динамические опыты производились на ротационном копре (типа копра Манна) при скоростях, достигающих 30 м/сек. Диаграммы «сила — время» снимались с помощью проволочных тензометров. Результаты опытов показывают, что динамический предел прочности для всех исследованных металлов не ниже статического.

**221. Динамические свойства ненадрезанных образцов быстрорежущей стали.** Grobe A. H. and Roberts G. A., Trans. ASM, 42, 686—707 (1950).

**222. Распространение пластической деформации в твердом теле.** Karmann T. and Dwez P., Journ. Appl. Phys., 21, 987—994 (1950).

В статье в сжатом виде повторно<sup>1)</sup> излагаются результаты теоретического и экспериментального исследования распределения пластической деформации по длине цилиндрического образца, растягиваемого с помощью удара. По аналогии с явлением распространения упругой волны вдоль стержня, в основу теории кладется предположение, что существует волна пластической деформации, распространяющейся со скоростью  $c = \sqrt{\frac{D}{\rho}}$ , где  $\rho$  — плотность материала и  $D$  — модуль пластичности, выражаемый для заданной диаграммы изменения напряжения  $\sigma$  в функции от деформации  $\epsilon$  — величиною  $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$  и, следовательно, зависящий от значения деформации  $\epsilon$ .

Правильность предлагаемого метода расчета распределения пластической деформации по длине стержня подтверждается экспериментальными данными, полученными при растяжении на образце в виде медной или железной проволоки диаметром 1,8 мм и длиной 2,5 м и при сжатии — на стержне диаметром около 10 мм и длиной 0,3 м, изготовленном из отожженной мягкой стали; скорость удара достигала приблизительно 65 м/сек. Показывается, что для каждого материала существует так называемая «критическая скорость» удара, такая, что при деформировании образца выше нее наступают локализация деформации и разрушение образца вбли-

<sup>1)</sup>См. Journ. Appl. Mech., 15, 243—247 (1948); Proc. ASTM, 47, 502—522 (1947).

зи места удара. Делается утверждение, что равномерного распределения деформаций по длине образца наблюдать не удастся даже тогда, когда скорость удара близка к нескольким метрам в секунду.

На основании этого делается вывод о нецелесообразности применения метода растяжения образцов для изучения влияния скорости деформирования на механические свойства материалов в области ударных скоростей<sup>1)</sup>. Отмечается, что увеличение затрачиваемой на разрушение образца энергии при возрастании скорости нарушается внезапным снижением ее значений по достижении «критической» скорости. Указывается на значение разработанной теории для задач соударения при артиллерийских скоростях, например для процесса внедрения снаряда в металлическую плиту. Предполагается, что представления о критической скорости могут быть полезными для выяснения различия между случаями так называемого «прокола» плиты и «откола» с ее тыльной стороны, а также для понимания ряда аномалий, с которыми приходится сталкиваться при высокоскоростной обработке резанием.

**223. О поведении материала с физическим пределом текучести при ударе.** White M. P., Journ. Appl. Mech., 16, 39—51 (1949).

В работе дается краткий обзор применения теории Кармана (см. [222]) распространения пластической волны вдоль стержня при ударе, как для материала с идеализированной диаграммой растяжения, так и для материала с физическим пределом текучести. Используя экспериментальные данные других авторов (освещенные также в [222]), автор приводит анализ случаев ударного растяжения и сжатия стержней, материал которых обнаруживает площадку текучести, и определяет выражения для связи между напряжениями и деформациями при ударе в этих случаях. Обсуждается вопрос о «критической» скорости удара, отвечающей возникновению локализации деформации, и выясняется распределение деформаций по длине стержня. Показывается, что для рассматриваемых материалов критические скорости удара лежат в области скоростей 10—50 м/сек.

**224. Поведение длинной пластической балки при ударной нагрузке.** Duwez P., Clark D. S. and Bohneblust H. F., Journ. Appl. Mech., 17, 27—36 (1950).

В работе излагаются результаты теоретического и экспериментального исследований распространения пластической деформации в длинной балке, подвергаемой сосредоточенному поперечному удару с постоянной скоростью. Теория показывает, что распространение пластической деформации вдоль балки не происходит с постоянной скоростью, как это наблюдается при продольном ударе пластического стержня (см. [222]). Деформация балки зависит от отношения  $\frac{x^2}{t}$ , где  $x$  — осевая координата рассматриваемого сечения балки, измеряемая от точки приложения удара, а  $t$  — продолжительность удара.

Экспериментальная проверка развитой теории на образцах из холоднокатанной низкоуглеродистой стали и отожженной меди показала, что в первом случае кривая прогибов балки может быть предвычислена так,

---

<sup>1)</sup> Следует заметить, что аналогичное заключение было высказано в 1948 г. в работах советских ученых — Н. Н. Давиденкова, Ф. Ф. Витмана, П. А. Златина и Б. С. Иоффе, разработавших и применивших для изучения влияния скорости на сопротивление металлов деформированию при изменении скорости от  $10^{-6}$  до  $10^2$  м/сек метод измерения твердости, т. е. метод местного деформирования металлов (см. *Зав. лабор.*, XIV, № 5, 579—592 (1948)). (*Прим. ред.*)

как если бы балка вела себя упруго; при этом исключается участок балки, примыкающий к месту удара, в котором наблюдается значительная локализация пластической деформации. Во втором случае протяженность пластически деформированной части балки велика и наблюдалось удовлетворительное совпадение результатов опыта с разработанной теорией. Область охваченных опытами скоростей удара лежит приблизительно в пределах от 7 до 45 м/сек. Отмечается, что локализация пластической деформации тем выше, чем больше скорость удара. Указывается также, что с повышением скорости удара снижается роль опор балки.

**225. Фотографирование кривой перемещение — время при ударе.** Vigness I. and Nowak R. C., Journ. Appl. Phys., 21, 445—448 (1950).

Приводится описание метода, применяемого для записи кривой перемещение — время с помощью фотографирования на движущуюся пленку объекта, перемещающегося в направлении, перпендикулярном движению пленки. Чтобы свести к минимуму погрешность, связанную с учетом компоненты скорости, параллельной движению пленки, предлагается производить фотографирование движения объекта на больших участках пути (10—12 см).

**226. Фотоупругий динамометр для измерения быстро изменяющихся сил.** Orowan E., Scott F. H. and Smith C. L., Journ. Sci. Instr., 27, 118—122 (1950).

Описывается динамометр, состоящий из стеклянной пластины, которая, будучи помещена между скрещенными поляризаторами, при нагружении пропускает разное количество света; изменение последнего, воспринятое фотоэлементом, регистрируется на экране катодного осциллографа. Приводятся схематические чертежи устройства и схемы электрической части установки.

**227. Теневые фотографии внедрения сферического снаряда в воду при сверхзвуковых скоростях.** McMillen J. H., Kramer R. L. and Allmand D. E., Journ. Appl. Phys., 21, 1341—1342 (1950).

С целью исследования явлений, сопровождающих внедрение снаряда в воду при сверхзвуковых скоростях движения (для воды выше 1460 м/сек), осуществлено теневое искровое кинематографирование процесса вхождения по нормали к поверхности воды недеформируемой сферы диаметром около 3 мм при скорости 2130 м/сек, достигаемой с помощью выстрела. Описание схемы и параметры установки не сообщаются. Приводятся несколько фотографий, иллюстрирующих последовательное развитие процесса, и дается качественное объяснение наблюдаемой картины. Наибольшее давление в начале внедрения оценивается в 200 кг/мм<sup>2</sup>. Отмечается, что в результате удара сфера начинает вибрировать и в процессе своего движения вызывает в жидкости вторичные волны, хорошо видимые на фотографиях позади фронта ударной волны.

**228. Фотографирование при освещении вспышкой и с помощью камеры с ячейкой Керра в области задач баллистики.** Quinn H. F., McKay W. B. and Bourque O. J., Journ. Appl. Phys., 21, 995—1001 (1950).

Описываются оптическая и электрическая части установки, в которой в качестве затвора при фотографировании используется ячейка Керра.

Применение установки иллюстрируется рядом фотографий свободного полета снаряда, удара снаряда с алюминиевой головкой по броневой плите, вылета снаряда из ствола оружия и полета снаряда после преодоления им плиты.

**229. Импульсная рентгенография применительно к вопросам военной техники.** Clark J. C., Journ. Appl. Phys., **20**, 363—370 (1949).

Микросекундная рентгенография применена к исследованию некоторых вопросов внутренней баллистики орудий и к исследованию явлений взрыва. Приводятся фотографии снарядов, движущихся в стволе орудия, фотографии детонаторов в процессе их подрыва, несколько стадий процесса разрыва снаряда, фотографии процесса взаимодействия кумулятивной струи с преградой под углом в  $45^\circ$ . Микрорентгенографирование производилось с помощью установки «Микронекс» (фирма Вестингауз), в которой использована трубка типа Слэка (с холодным катодом), работающая при напряжении до 350 кВ в воздухе и при более высоком напряжении — в масле.

---

---

### ХIII. ПОВЕРХНОСТИ ИЗЛОМОВ И КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ

**230. Узоры поверхности излома феррохрома.** Z a p f f e C. A. a n d L a n d g r a f F. K., Journ. Appl. Phys., **21**, 1197—1198 (1950).

Дается краткое описание различных сложных картин изломов феррохрома и их обсуждение с точки зрения развития метода, который в последнее время стал получать распространение под общим названием «фрактография».

**231. Расшифровка характера изломов.** K i e s J. A., S u l l i v a n A. M. a n d I r w i n G. R., Journ. Appl. Phys., **21**, 716—720 (1950).

Производилось изучение кинетики разрушения образцов различных материалов. Приведены фотографии изломов и даны их морфологическое описание и классификация.

**232. Моделирование изломов металлов с помощью других материалов.** S u l l i v a n A. M. a n d K i e s J. A., Journ. Met., **188**, 1090—1091 (1950).

Морфологическое исследование различных изломов, аналогичное проведенному в [231].

**233. Зависимость между ударным изломом и микроструктурой двух слабо легированных сталей с различной склонностью к отпускной хрупкости.** J a s q u e t P. A., C. R., **230**, 1284—1286 (1950).

Особенности хрупкого излома могут быть связаны, по мнению автора, не только с межкристаллитными разрывами, но и со сдвигами внутри зерен. Ударные испытания сталей, склонных к отпускной хрупкости, с одновременным изучением вида излома и микроструктуры действительно обнаружили при низкой ударной вязкости разрывы как по границам, так и внутри зерен, с отсутствием пластической деформации; при высокой ударной вязкости наблюдались разрывы внутри зерен и заметные пластические деформации.

**234. Взрывы резервуаров под давлением.** L e i r i s H. de, Rev. métallurg., **47**, 19—28 (1950).

Внезапные разрушения (взрывы) металлических сосудов, содержащих газ под высоким давлением, характеризуются следующими парадоксами: 1) отсутствуют признаки пластической деформации, несмотря на пластичность исходного металла; 2) давление при взрыве часто бывает ниже того, при котором сосуды испытывались, и 3) разрушение может происходить не в процессе нагружения сосуда, а много времени спустя после его окончания.

Автор приводит следующие соображения для объяснения этих парадоксов. Пластическая деформация тонкой стенки сосуда должна быть значительно меньше удлинения при растяжении образца вследствие того, что в первом случае отношение периметра сечения к его площади во много раз меньше, чем во втором (например, 8 и 60). Однако это еще не может объяснить появления вполне хрупких изломов. Далее, в тонком цилиндрическом сосуде отношение потенциальной энергии изменения объема к энергии формоизменения раза в три больше, чем у растягиваемого образца, а это повышает вероятность отрыва по сравнению со срезом. Физическая природа хрупкого разрушения (для стальных сосудов) тождественна с природой хладноломкости,— явления, подробно изученного, по словам автора, в последнее время в США<sup>1)</sup>. Трещина кристаллического излома, раз зародившись, распространяется со скоростью порядка 1000 м/сек. Необходимая для этого энергия доставляется самим металлом; аккумуляция энергии в металле тем выше, чем выше напряжение. При этом выступает роль масштабного фактора, так как потенциальная энергия в геометрически подобных сосудах растет пропорционально кубу размеров, а энергия хрупкого разрушения, по всей вероятности, зависит от размеров сечения, т. е. от квадрата размеров.

Однако для разрушения необходимо еще существование взрывателя или импульса для зарождения трещины. Его может создать либо внешняя причина (удар молотка, надрез, дефект поверхности, коррозионная трещина и т. п.), либо внутренняя— неоднородность структуры химического состава и т. д.

Трещины обычно разветвляются тем больше, чем выше склонность металла к хрупкому разрушению. Место зарождения разрушения большей частью принадлежит наименее разветвленному участку; при этом поверхность излома обычно имеет рытвины в форме шевронов, острие которых направлено к центру зарождения; это позволяет во многих случаях определять его местонахождение с большой вероятностью.

**235. Кинематографическое изучение распространения трещины.** F u s f e l d H. I. a n d C a r r F e d e r J., Journ. Appl. Phys., **21**, 261—262 (1950).

Кинематографирование процесса растяжения и разрыва алюминиевых и латунных плоских образцов производилось при скорости съемки 10 000 кадров в секунду. Изучалось развитие трещины разрыва, возникшей в средней части сечения образца и распространявшейся в направлении его краев. Показывается, что скорость распространения трещины разрыва пропорциональна корню квадратному из ее длины.

**236. Исследование изломов железа.** Z a p f f e C. A. a n d W o r d e n C. O., Trans. ASM, **42**, 577—601 (1950).

Сообщаются результаты исследования характера поверхности разрушения армко-железа с помощью фраттографического метода. Приводятся фотографии изломов и их описание в зависимости от отжига, наклепа, насыщения водородом и других видов обработки. Описываются два новых метода исследования поверхности излома.

---

<sup>1)</sup> Между тем, хорошо известно, что русские работы школы Н. Н. Давиденкова в области изучения явления хладноломкости намного опередили американские исследования в этой области. (Прим. ред.)

#### XIV. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ И ХЛАДНОЛОМКОСТЬ

237. Механические свойства литого железа при низких температурах. Geil G. and Carwile N., Journ. Res. Nat. Bureau Stand., 45, 129—147 (1950).

Испытывались на растяжение образцы из литого железа, содержащего 0,02% С, 0,02% Мп, 0,10% Сu, 0,005% Р, 0,018% S, 0,0058% О, 0,002% N, 0,0005% Н. Опыты велись в охлаждающих смесях до температур  $-196^{\circ}\text{C}$  и сверх того при нагреве до  $+100^{\circ}\text{C}$ . Образцы подвергались следующей обработке: а) отжигу, б) нормализации, в) закалке с высоким отпуском, г) горячей прокатке и д) наклепу до 14 и 24% сужения. Во всех случаях строились кривые, представляющие истинные напряжения в функции от истинного сужения ( $\ln F_0/F$ ).

Попутно было показано, что прямолинейность участка диаграммы после начала образования шейки в общем случае не подтверждается, в особенности, при низких температурах, но оказывается верной установленная Холломоном зависимость для точки, отвечающей максимуму кривой условных напряжений:

$$\frac{dS}{de} = S,$$

где  $S$  — истинное напряжение и  $e$  — истинное сужение ( $\ln F_0/F$ ).

В работе вычислялись также коэффициенты упрочнения на разных интервалах деформации  $\left(\frac{\Delta S}{\Delta e}\right)$ .

Полученные результаты показали следующее:

а) Коэффициент упрочнения изменяется больше всего для малых деформаций. Это изменение связано как с упрочнением от наклепа, уменьшающимся по мере повышения температуры, так и с упрочнением от старения, растущим с повышением температуры, начиная с  $-120^{\circ}$  и в особенности с  $+30^{\circ}\text{C}$ .

б) Предел текучести (нижний) непрерывно падает с повышением температуры (от  $-196^{\circ}$  до  $0^{\circ}$  — на  $50\text{ кг/мм}^2$ ), причем в области положительных температур темп падения замедляется, а иногда падение даже сменяется повышением вследствие старения. Независимо от содержания углерода в феррите, хрупкость зерен последнего играет здесь решающую роль (чем мельче зерна, тем выше предел текучести).

в) Предел прочности  $\sigma_B$  и истинное напряжение на пределе прочности  $S_B$  повышаются от  $0^{\circ}\text{C}$  вниз и вверх, в последнем случае вследствие старения; последнее проявляется тем сильнее, чем больше удержано углерода в твердом растворе.

г) Истинное сужение при изломе сильно изменяется, давая максимум в области температур около  $-50^{\circ}\text{C}$ , плавно спадающий в обе стороны; дискретного перехода в хрупкое состояние не обнаруживается. Тем не менее, в некоторых случаях (наклепанное железо) при  $-196^{\circ}\text{C}$  наблюдается практически полное отсутствие деформации. Некоторые состояния (нормали-

зованное, горячекатанное) дают более сложную зависимость с промежуточным минимумом около  $-100^{\circ}\text{C}$ .

д) Истинное сопротивление разрыву  $S_K$  обнаруживает по мере понижения температуры до  $-150^{\circ}\text{C}$  непрерывную тенденцию к повышению, с некоторыми отступлениями (например, с большим минимумом при  $-80^{\circ}\text{C}$  для горячекатанного и нормализованного состояний). При понижении температуры от  $-160$  до  $-196^{\circ}\text{C}$  все состояния дают резкое падение сопротивления разрыву (на 8—10%).

е) Появление двойников замечается только при температуре ниже  $-120^{\circ}\text{C}$ .

### 238. Исследование прочности материалов при низких температурах. Wellinger K. und Seufert W., Zs. f. Metallkunde, 41, 317—321 (1950):

Для выяснения причины различной склонности к хладноломкости металлов, имеющих разную атомную решетку, делались опыты со сжатием цилиндрических образцов при комнатной температуре и в жидком воздухе со снятием диаграмм условных напряжений. Применение сжатия позволило исключить хладноломкость и неоднородность деформации в шейке. Получены два резко различающихся типа диаграмм. Металлы, кристаллизующиеся в системе гранцентрированного куба (алюминий, медь, свинец, отчасти аустенитная сталь), не дают при понижении температуры никакого повышения предела текучести, но обнаруживают значительный рост коэффициента упрочнения. Наоборот, металлы, имеющие решетку объемноцентрированного куба (сталь 0,08% C, сталь средней твердости), а также гексагональную (магний), показали в жидком воздухе резкое повышение предела текучести, но почти неизменную величину коэффициента упрочнения (параллельное протекание обеих диаграмм).

Попутно изучалось изменение диаграмм при переходе от предварительной деформации, полученной в жидком воздухе, к дальнейшей деформации при комнатной температуре. Здесь металлы с гранцентрированной решеткой обнаруживают довольно значительное повышение напряжения, вызванное предшествующей холодной деформацией, причем диаграмма асимптотически приближается к своему нормальному ходу; наоборот, для железа и стали диаграмма сразу спускается на уровень комнатной температуры.

Из сказанного авторы заключают, что у металлов типа алюминия понижение температуры изменяет механизм скольжения, что сопровождается повышенным упрочнением, тогда как у металлов типа железа это изменение отсутствует, и влияние охлаждения имеет лишь чисто упругий характер (?). Отражаясь на ходе диаграммы после предшествующего холодного наклепа, повышение предела текучести объясняет в этом случае и хладноломкость.

### 239. О свойствах прочности металлов при низких температурах. Kochendörfer A., Zs. f. Metallkunde, 41, 322—325 (1950).

Дается объяснение фактов, установленных в работе Веллингера и Зейферта ([238]), с точки зрения ранее развитой автором теории<sup>1)</sup>. Предел текучести поликристалла рассматривается как суммарный эффект двух свойств: среднего статистического предела текучести различно ориентированных кристаллитов  $\bar{\sigma}^E$  и добавочного напряжения  $\sigma_F$ , вызванного со-

<sup>1)</sup> A. Kochendörfer, Plastische Eigenschaften von Kristallen und metallischen Werkstoffen, Berlin, Springer, 1941.

противлением по границам кристаллитов различно ориентированных соседей. Для первого автор принимает параболический закон:

$$\bar{\sigma}^E = \bar{\sigma}_0^E (1 - \beta_1 \sqrt{T}),$$

для второго дает зависимость

$$\sigma_F = \sigma_{F_0} \sqrt{1 - \frac{T}{T_s}},$$

где  $\bar{\sigma}_0^E$ ,  $\sigma_{F_0}$  и  $\beta_1$  — константы, а  $T_s$  — температура плавления.

Температурная зависимость первого компонента характеризуется резким его повышением при приближении к абсолютному нулю; наоборот, второй компонент начинает заметно изменяться лишь при высоких температурах. Автор предполагает, что для металлов с решеткой типа алюминия главную роль играет  $\sigma_F$ , а для металлов с решеткой железа —  $\bar{\sigma}^E$ . Поэтому у алюминия предел текучести с понижением температуры практически не изменяется, а у железа — резко возрастает.

Для объяснения зависимости упрочнения от температуры автор обращается к другой ранее выведенной им формуле и показывает, что для алюминия и меди при надлежащем выборе констант она хорошо оправдывается; для железа же независимость упрочнения от температуры также укладывается в нее при другом значении констант.

Объяснение различного поведения металлов при перемене температуры деформирования дается на основе представлений о дислокациях, сводясь, по существу, лишь к качественному описанию вероятного их протекания.

**240. Механические свойства отпущенной низколегированной стали при низких температурах.** Rippling E. J., Trans. ASM, 42, 439—454 (1950).

Опыты на растяжение со сталью, содержащей 0,42% С и  $1/81$  % Mn, производились при температурах, изменяющихся от комнатной до  $-196^\circ$  С. Образцы были подвергнуты закалке с последующим отпуском при температурах до  $600^\circ$  С. В результате опытов обнаружено, что при низких температурах зависимости сужения в шейке и истинного сопротивления разрыву от температуры отпуска имеют минимумы в области  $300^\circ$  С. В то же время на кривых изменения предела текучести и предела прочности минимум отсутствует. Показано, что минимум выражен тем сильнее, чем ниже температура опыта.

**241. Влияние молибдена и коммерческих количеств примесей фосфора на вязкость марганцовистой стали с содержанием 0,4% С.** Baeyer M., Craig W. F. and Sheehan J. P., Journ. Met., 188, 389—396 (1950).

С помощью изучения положения и формы критического интервала хрупкости, полученного при ударных испытаниях, устанавливается, что вызываемая фосфором хладноломкость стали может быть уменьшена путем повышения содержания Мо при соответствующем понижении количества Mn. При такой замене Mn на Мо и доведении отношений Мо : P до 32 критическая температура хрупкости может быть понижена приблизительно до  $-100^\circ$  С.

**242. Вид излома чистых металлов.** Agnor T. J. and Shank M. E., Journ. Appl. Phys., **21**, 939—940 (1950).

Сообщаются результаты изучения ударной вязкости надрезанных образцов и вида излома при переменных низких температурах для чистых цинка и железа. Установлено известное явление перехода металла из вязкого состояния в хрупкое. Результаты, полученные для цинка, излагаются как совершенно новые, несмотря на то, что еще в 30-х годах нашего столетия в литературе был широко известен факт существования критической температуры хрупкости для цинка не только в случае ударных испытаний надрезанных образцов, но и в случае статического растяжения цилиндрических образцов<sup>1)</sup>.

**243. Влияние состава на тепловую хрупкость легированных сталей и ее изучение с помощью определения критических температур хрупкости.** Taber A. P., Thorlin J. F. and Wallace J. F., Trans. ASM, **42**, 1033—1055 (1950).

**244. Зависимость критической температуры хрупкости стали SAE 3140 от времени изотермического нагрева ее в области температур 325—625°C.** Jaffe L. D. and Buffum D. C., Trans. ASM, **42**, 604—614 (1950).

**245. Влияние формы и размеров зерен феррита на ударные свойства стали с содержанием 0,89% С в состоянии сфероидита.** Baeyerz M., Craig W. F. and Bumps E. S., Journ. Met., **188**, 1465—1471 (1950).

В случае малых неравноосных зерен феррита в сфероидите, полученном из мартенита, критический интервал хрупкости надрезанных образцов оказывается заметно ниже, чем в случае больших равноосных зерен феррита в сфероидите, приготовленном путем нагрева перлита при температуре ниже критической. Эта разница составляет примерно 100° С.

**246. Влияние сверхнизких температур на твердость углеродистых сталей.** Mazur J., Nature, **165**, 610—611 (1950).

**247. Оценка вязкости стали в надрезе.** Van der Beck R. W. and Gensamer M., Weld. Journ., **29**, 37—48 (1950).

В работе обсуждаются результаты ряда исследований склонности к хрупкому разрушению различных марок низколегированных сталей при испытании их с использованием разнообразных типов надрезанных образцов и делается попытка связать эти результаты с условиями возникновения хрупких разрушений в корабельных конструкциях.

При испытаниях, произведенных на надрезанных образцах с целью определения склонности стали к хрупкому разрушению, в большинстве случаев определялись две критические температуры хрупкости  $T_k$ , а именно: одна — по результатам оценки вида излома (степени его кристалличности), причем условно эта критическая температура хрупкости названа « $T_k$  появления хрупкости», и другая — по данным ударной вязкости, которая условно названа « $T_k$  появления вязкости». На основании данных многочисленных опытов можно считать, что « $T_k$  появления вяз-

<sup>1)</sup> См. работу Н. Н. Давиденкова «Динамические испытания металлов», ОНТИ, 1936.

кости» надежнее характеризует поведение стали в реальных корабельных конструкциях, чем « $T_k$  появления хрупкости».

При испытаниях на разрыв просверленных посредине пластин корабельных сталей шириной от 300 до 2730 мм было обнаружено наличие « $T_k$  появления хрупкости» и отсутствие резко выраженной « $T_k$  появления вязкости». Отсутствие « $T_k$  появления вязкости» наблюдалось и при испытании ряда других образцов. Установлено, что данные, полученные при разрыве широких пластин, не характеризуют надежно условий службы листовой стали в корпусах кораблей. Более надежными с этой точки зрения являются ударные образцы Шарпи с V-образным надрезом и с искусственно созданной трещиной в основании надреза. На таких образцах не было обнаружено резкого перехода при « $T_k$  появления вязкости», а « $T_k$  появления хрупкости» несколько повысилась по сравнению с таковой для стандартных образцов Шарпи.

Из-за отсутствия для ряда сталей отчетливо выраженной « $T_k$  появления вязкости» в качестве характеристики склонности стали к хрупкому разрушению по признаку ударной вязкости надежнее выбрать не  $T_k$ , отвечающую резко изменению величины ударной вязкости, а температуру, соответствующую снижению ударной вязкости до определенной заданной и небольшой величины (например,  $a_k = 1,5-2 \text{ ккал/см}^2$ ).

#### 248. Определение свойств сталей при различных способах испытания. T i p p e r C. F., Weld. Journ., 29, 50 — 57 (1950).

В работе исследовалось изменение свойств (прочности и вязкости) корпусной стали в зависимости от способа испытания. Последнее осуществлялось путем обычного растяжения, статического изгиба и ударного изгиба на гладких и надрезанных образцах типа Шарпи и Изода. На основании полученных данных делается попытка выбора наиболее подходящего критерия для оценки склонности к хрупкости стали и установления связи между результатами лабораторных испытаний и поведением корпусных конструкций в условиях их действительной службы.

В результате проведенных испытаний было установлено, что с увеличением скорости нагружения работа деформации при разрушении уменьшается, критическая температура хрупкости повышается и излом становится более кристаллическим. Для образцов сталей, более склонных к хрупкому разрушению, при обычном испытании на растяжение получается меньшая работа деформации. По результатам испытания на растяжение невозможно определить значения критических температур хрупкости сталей и можно лишь качественно выделить сталь, более склонную к хрупкому разрушению. Наиболее подходящим критерием оценки характера разрушения образца при определении склонности стали к хрупкости является вид его излома.

Для получения данных о поведении корпусных конструкций в условиях эксплуатации необходимо в лабораторных условиях испытывать плоские образцы достаточной толщины и ширины, с тем чтобы в этих образцах излом происходил таким же образом, как и при эксплуатации корпусных конструкций.

#### 249. Влияние изменений, вызванных усталостью, на критическую температуру хрупкости стали. Lessels J. M. and Jacques H. E., Weld. Journ., 29, 74—83 (1950).

В работе исследуется влияние предварительного циклического нагружения на критическую температуру хрупкости двух марок малоуглеродистых корпусных сталей. Испытаниям подвергались цилиндрические об-

разцы с круговым надрезом угловой формы. Предварительное циклическое нагружение производилось при напряжениях, лежащих в интервале от  $\sigma = 0,5 \sigma_{-1}$  до  $\sigma = 1,15\sigma_{-1}$ . Во всем изученном интервале напряжений авторы при рассмотрении специальным образом изготовленных разрезов образцов обнаружили наличие трещин.

Критическая температура хрупкости, определенная на образцах, подвергнутых предварительному циклическому нагружению, повышается от 5 до 40° С. При этом величина максимальной работы деформации уменьшается соответственно на 0 — 30%. Небольшое повышение критической температуры хрупкости (на 5°) и практическое отсутствие уменьшения работы деформации соответствуют случаю, когда при циклическом нагружении образуются небольшие трещинки, но излома усталости не происходит (напряжения ниже предела усталости). Значительное повышение критической температуры хрупкости (на 40°) и значительное уменьшение величины работы деформации соответствуют случаю, когда появившиеся при циклическом нагружении трещинки при дальнейшем увеличении числа циклов постепенно распространяются, что, в конце концов, приводит к усталостному излому.

В работе также показано, что при напряжениях, при которых происходит излом от усталости, независимо от величины напряжения, скорость роста трещины усталости является постоянной величиной.

**250. Влияние различных факторов на склонность стали к хрупкому разрушению.** K a h n N. A. a n d I m b e m b o E. A., Weld. Journ., 29, 84—94 (1950).

В работе проводилось исследование склонности к хрупкости 67 заводских плавок среднеуглеродистой и высокопрочной стали, применяющейся для постройки корпусов кораблей. Образцы, имеющие форму пластин со специальными надрезами, подвергались испытанию на растяжение. При этом производилось определение критической температуры хрупкости. В работе ставилась цель проследить влияние на критическую температуру хрупкости процесса выплавки стали, ее химического состава, предварительной термической обработки, величины зерна, а также толщины листа.

В результате проведенных испытаний выяснилось, что раскисление стали в процессе выплавки оказывает большое влияние на величину критической температуры хрупкости: чем полнее раскислена сталь, тем ниже ее критическая температура хрупкости. Увеличение содержания марганца в составе стали также понижает критическую температуру хрупкости. Образцы, вырезанные из листовой стали в горячекатанном состоянии (без дополнительной термообработки), показывают наиболее высокую критическую температуру хрупкости. Специальный отпуск, произведенный для снятия напряжений, не оказал заметного влияния на критическую температуру хрупкости. Нормализация значительно снижает критическую температуру хрупкости, причем ее влияние особенно заметно на высокопрочных сталях, для которых снижение критической температуры хрупкости составляет 10—76° С в зависимости от способа ведения плавки и главным образом от полноты раскисления.

Опыты с образцами, вырезанными из листов различных толщин, показали, что уменьшение толщины образца приводит к понижению критической температуры хрупкости.

**251. Контактный подрыв пластин со сварными швами.** M i k h a - l a r o v G. S., Weld. Journ., 29, 109—122 (1950)

Целью работы было сравнительное исследование чувствительности к надrezу стальных пластин. Испытания при различных температурах

(от  $-68$  до  $+93^{\circ}$  С) производились путем подрыва заряда ВВ в непосредственном контакте с образцом в виде квадратной пластины. Для исследования был использован ряд легированных сталей с содержанием углерода от 0,11 до 0,25%, которые испытывались в исходном состоянии и после сварки.

В результате исследования установлено, что по характеру разрушения при подрыве все стали делятся на две группы. Образцы (пластины) первой группы при нагружении деформируются пластически, пока в области максимальных напряжений не происходит разрушения с образованием отверстия в месте наибольшей деформации. В сталях второй группы, более чувствительных к надрезу, излом происходит почти без предварительной деформации пластинки, причем при низких температурах пластина разрушалась на большее количество частей. Переход от вязкого к хрупкому типу излома при этом методе испытания не сопровождался резким уменьшением энергии излома.

Прочность сварных швов почти во всех случаях оказывалась меньше прочности основной пластины, причем относительное уменьшение прочности шва становится более значительным при низких температурах. Прочность шва может быть резко повышена путем использования при сварке соответствующих марок легированных электродов. Прочность сварного шва является сложной функцией как механических свойств наплавленного металла, так и механических свойств и химического состава основного металла.

Из данных исследования следует, что существует хорошая корреляция между способностью пластин стали сопротивляться нагрузке при действии контактного взрыва и при статическом нагружении конструкции, заключающей в себе очаги концентрации напряжений.

#### 252. Испытания на разрыв надрезанных стальных образцов. Саггентиер S. T. and Роор W. P., Weld. Journ., 29, 161—183 (1950).

Цель работы состояла в установлении связи, существующей при испытании на растяжение между критической температурой хрупкости и другими механическими характеристиками для шести сталей, а также в исследовании влияния на величину первой характеристики геометрического фактора.

Испытанию подвергались плоские образцы с надрезом в виде центрального круглого отверстия с примыкавшими к нему симметричными боковыми пропилами, которые оканчивались либо тонкими щелями, либо круглыми отверстиями. В работе использовалась специальная методика охлаждения образцов и измерения деформаций в них. Последняя заключалась в том, что через посредство системы предварительно протарированных и укрепленных на образце плоских пружин, деформировавшихся одновременно с образцом, определялась деформация самого образца с помощью наклеенных на пружины датчиков сопротивления.

Критическая температура хрупкости определялась по виду излома и величине работы деформации (до разрушения). Определялось также отношение максимальных нагрузок при вязком и хрупком разрушении и отношение соответственных работ деформации.

Оказалось, что критические температуры хрупкости, определенные по двум названным критериям, совпадают по величине. Найдено, что упомянутое отношение максимальных нагрузок для всех шести изученных сталей постоянно по величине, а изменение отношения работ деформации не связано с величиной температуры хрупкости. При исследовании геометрического фактора толщина образца изменялась от 12,5 до 37,5 мм, а ширина — от 30 до 250 мм. Было установлено, что (за исключением од-

ного случая) критическая температура хрупкости повышается с увеличением отношения ширины образца к толщине.

На основании полученных данных авторы делают вывод о неодновременности и постепенности хрупкого разрушения.

**253. Критические температуры хрупкости, определенные при испытании на растяжение надрезанных образцов и широких пластин корпусных сталей.** McCutcheon E. M., Pittiglio C. L. and Raring B. H., Weld. Journ., 29, 184—194 (1950).

Работа представляет собой первую часть исследования, проводимого авторами с целью установления возможности замены практикуемого в настоящее время в США определения критической температуры хрупкости  $T_k$  на образцах шириной 304 мм определением  $T_k$  на малых надрезанных образцах.

Авторы использовали листы стали, взятые от корпусных конструкций двух разрушившихся во время плавления судов. Испытания проводились на больших и малых надрезанных образцах, и при этом определялись критические температуры хрупкости. Критериями оценки результатов испытания образцов при определении  $T_k$  служили вид излома и величина работы деформации. Малые образцы размером 25,4 × 304 мм имели надрезы в виде простых пропилов по краям, пропилов, оканчивающихся щелью шириной 0,25 мм, или пропилов, оканчивающихся высверленным отверстием. Большие образцы размером 304 × 608 мм имели надрез в центре образца в виде высверленного круглого отверстия с примыкавшими к нему боковыми пропилами, оканчивавшимися щелью шириной 0,25 мм. Результаты испытаний показали, что  $T_k$ , определенные на надрезанных образцах со щелью и просто с пропилами, практически одинаковы. Было также установлено, что существует надежная корреляция между результатами определения  $T_k$  на малых и больших образцах. Критические температуры хрупкости, определенные по виду излома и по работе деформации, для образцов изученных типов совпали друг с другом.

**254. Чувствительность к надрезу сварных стальных пластин.** Geady L. J. and Stout R. D., Weld. Journ., 29, 243—251 (1950).

Работа посвящена выбору критерия, необходимого для оценки характера разрушения образца при определении критической температуры хрупкости  $T_k$ , а также изучению влияния сварки и жесткости условий сварки на чувствительность к надрезу различных марок конструкционных сталей.

Надрезанные образцы с продольной наплавкой, вырезанные из листов, испытывались на статический и динамический изгиб. Критическая температура хрупкости определялась по величине сужения у дна надреза и по виду излома. Попутно была сделана попытка устанавливать зависимость  $T_k$  от содержания в сталях углерода, фосфора и марганца, а также от величины максимальной твердости в зоне термического влияния.

Результаты исследования показали, что изученные марки сталей располагались в порядке, не зависящем от толщины листа, из которого вырезались образцы. Было также установлено, что по свойствам стали в исходном состоянии (после прокатки) нельзя составить суждение о ее свойствах после сварки. Ни для исходных, ни для сварных пластин не было найдено зависимости  $T_k$  от отношения содержания марганца к содержанию углерода в стали. Вместе с тем, между  $T$  и максимальной твердостью в зоне термического влияния была обнаружена определенная связь. Точ-

но так же была отмечена удовлетворительная корреляция между  $T$  и суммарным содержанием углерода и фосфора для сварных пластин.

По данным исследования критическая температура хрупкости надрезанных образцов, определенная по величине ударной вязкости и сужению в надрезе, не находится в прямой зависимости от  $T_k$ , определенной при статическом изгибе таких же образцов. Жесткость условий сварки не влияет на чувствительность стали к надрезу, хотя величины остаточных напряжений при жестких и мягких условиях сварки отличались довольно значительно.

Для того чтобы выяснить, какой критерий оценки разрушения образца при определении  $T_k$  является более показательным для характеристики склонности стали к хрупкости, авторами был произведен опрос специалистов, который показал, что большинство их предпочитает производить определение  $T_k$  по величине ударной вязкости.

#### 255. Хрупкое разрушение и масштабный эффект в стали. S t a d d e n K. I. a n d K l i e r E. P., Weld. Journ., 29, 303—310 (1950).

В работе исследовалось влияние размеров образца на склонность к хрупкому разрушению полуспокойной стали с содержанием 0,21% С. Испытания производились при статическом и динамическом изгибе.

Образцы, применявшиеся для испытаний на статический изгиб, имели три различные формы (высота сечения 15,8 и 5,75 мм), и для каждой из них изучалось влияние ширины (которая изменялась от 14 до 30 мм) на критическую температуру хрупкости  $T_k$ . Для динамических испытаний применялись образцы с надрезами различной формы, а именно: стандартный образец Шарпи, образцы с угловым надрезом с радиусом дна 0,25 и 0,04 мм и образцы, видоизмененные по Шнадту.

При ударном изгибе критические температуры хрупкости определялись по данным о виде излома, о величине утяжки в надрезе и величине работы деформации, причем за  $T_k$  принималась такая температура, при которой, соответственно трем указанным признакам, появлялось 50% кристалличности в изломе, утяжка уменьшалась на 50% и работа деформации уменьшалась на 50%. При статическом изгибе  $T_k$  определялась по первому из двух названных признаков, а также по данным о величине максимальной нагрузки.

При испытаниях на ударный изгиб было установлено, что только на образцах, видоизмененных по Шнадту,  $T_k$ , определенная по трем перечисленным признакам, оказалась одинаковой. Поэтому авторы считают, что образцы этого типа наиболее подходят для определения склонности к хрупкому разрушению, если необходимо говорить о критической температуре хрупкости без указания способа ее определения.

При испытаниях на статический изгиб было установлено, что  $T_k$ , определенная по волокнистости излома и по утяжке, практически не зависит от размеров образца, и только для самых малых образцов имело место снижение  $T_k$ , которое, по мнению авторов, должно быть связано с уменьшением ширины образца.

#### 256. Механические характеристики и свойства материала, определяющие соотношение между склонностью к хрупкости конструкций и малых образцов. H a r t b o w e r C. E. a n d P e l l i n i W. S., Weld. Journ., 29, 348—360 (1950).

В работе осуществлена попытка подобрать образцы и методы их испытания таким образом, чтобы на основании полученных при этом данных можно было судить о поведении конструкций в условиях их службы.

Пользуясь разработанными критериями оценки склонности материала к хрупкости, авторами был изучен ряд листов, вырезанных из корпусов сварных судов, давших хрупкое разрушение во время их эксплуатации.

**257. Сравнительные испытания на удар стальных образцов различных типов.** Доклад Голландского общества по сварке. *Weld. Journ.*, **29**, 466 (1950).

Для раскисленной основной мартеповской стали с содержанием 0,13%С определялась критическая температура хрупкости на образцах длиной 55 мм и поперечным сечением 10×10 мм с тремя различными формами надреза. Последние отличались друг от друга глубиной, которая изменялась в пределах от 2 до 5 мм.

В результате проведенных опытов было установлено, что по мере уменьшения глубины надреза критическая температура хрупкости понижается и для трех изученных типов образцов принимает соответственно значения: —20, —40 и —60°.

**258. Микромеханизм разрушения стали при испытании на динамическое растяжение.** *V r u s k n e r W.*, *Weld. Journ.*, **29**, 467—476 (1950).

Пользуясь полученными в прежних работах (при испытании на ударное растяжение образцов с круговым надрезом) кривыми зависимости ударной вязкости и сужения поперечного сечения от температуры испытания для ряда сталей, автор в настоящей работе осуществил аналогичные испытания для тех же сталей при температурах, лежащих 1) выше правой границы критического интервала хрупкости; 2) в пределах этого интервала и 3) ниже левой его границы. При испытании образцы не доводились до полного разрушения. После испытания образцы разрезались по плоскостям, совпадающим с направлениями действия главных напряжений, и затем шлифы, изготовленные на этих плоскостях, подвергались тщательному микроскопическому исследованию (при 2000- и 4000-кратном увеличении).

Было установлено, что для всех изученных сталей разрушение при температурах, лежащих в пределах критического интервала хрупкости, происходит сперва по пластинкам цементита. Было также установлено, что хрупкому разрушению предшествует образование двойников в феррите, причем хрупкая трещина проходит либо в зонах двойникования, либо в напряженных участках металла, примыкающих к областям двойникования.

В сталях кипящих и полуспокоенных, по данным автора, хрупкое разрушение является результатом последовательно протекающих процессов: 1) разрушения пластинок цементита (главным образом в перлите), 2) образования двойников в районах концентрации напряжений у трещинок, возникших в цементите, и 3) окончательного скалывания (разрушения).

В хорошо раскисленных (успокоенных) сталях разрушение также начинается образованием трещинок в перлите, однако в дальнейшем у границ этих трещинок образуются своеобразные поры, которые благоприятствуют протеканию местной сдвиговой пластической деформации, снижающей пик концентрации напряжений и предохраняющей от хрупкого разрушения.

**259. Влияние двухосности напряжений на склонность стали к хрупкости.** *R o s i n t h a l D. a n d M i t c h e l l W. D.*, *Weld. Journ.*, **29**, 409—421 (1950).

В работе исследовалось влияние на хладноломкость трех марок низколегированных сталей плоского напряженного состояния, которое

возникает при нагружении надрезанного образца у дна надреза. Различная степень двухосности напряжений создавалась у дна надреза путем изменения глубины и радиуса дна надреза при сохранении постоянной величины коэффициента концентрации напряжений. Различная степень двухосности напряжений на поверхности дна надреза получалась также при изменении толщины образца.

Испытания на ударный изгиб производились на образцах типа Шарпи, несколько увеличенных размеров, а также на плоских образцах с двухсторонним надрезом, причем исследовались три типа надреза при различной толщине образцов (от 1,5 до 12,5 мм). Во всех случаях производилось определение критической температуры хрупкости с использованием двух критериев оценки характера разрушения образца. При ударных испытаниях было установлено, что влияние двухосности напряжений на поверхности, перпендикулярной дну надреза, зависит от плоского напряженного состояния, возникающего при нагружении на поверхности дна надреза. Так, с увеличением толщины образца более высокая  $T_k$  получалась на образцах с более глубоким надрезом. Однако при уменьшении толщины образца  $T_k$  приближалась к одной и той же величине, независимо от глубины и радиуса дна надреза. Для образцов всех изученных типов, кроме того, были проведены опыты на статическое растяжение при понижающихся температурах и определены средние разрушающие напряжения. При этом для образцов с каждым заданным типом надреза было получено одинаковое среднее разрушающее напряжение, независимо от температуры испытания, но для образцов с различной формой надреза это напряжение оказалось различным. Наибольшее значение среднего разрушающего напряжения получено для образцов с более глубоким надрезом.

**260. Сопоставление для стали данных испытания на растяжение при комнатной температуре и данных определения критической температуры хрупкости.** Tör S. S., Stout R. D. and Johnston B. G., Weld. Journ., 29, 477—483 (1950).

На основании четырехлетних исследований, изложенных в работе, авторы приходят к выводу, что по данным стандартных испытаний на разрыв, проведенных при комнатной температуре, могут быть предсказаны значения критических температур хрупкости  $T_k$  для малоуглеродистых сталей, применяемых при изготовлении сосудов, работающих под внутренним давлением.

Исследованию подвергались раскисленная алюминием и кипящая сталь. Определение критической температуры хрупкости производилось для этих сталей в горячекатанном состоянии после предварительной пластической деформации растяжения (от 1 до 10%) и сжатия (5%), а также после предварительной пластической деформации и последующего отпуска и отжига при температурах от 260 до 870° С. Критические температуры хрупкости для соответственных состояний сталей определялись при статическом растяжении, статическом изгибе и ударном изгибе. В качестве критериев, служивших признаком достижения критической температуры хрупкости, во всех указанных трех случаях были приняты: величина вязкости при разрушении, величина утяжки у надреза после разрушения и процент кристалличности в сечении излома.

По полученным данным строились диаграммы зависимости  $T_k$ , определенных по указанным выше критериям, от величины сужения, измеренного при обычном разрыве цилиндрических образцов при комнатной температуре. При этом оказалось, что между критическими температурами хрупкости, определенными при растяжении и изгибе, и величиной сужения поперечного сечения, измеренного при растяжении при +20° С,

существует достаточно надежная прямолинейная зависимость. Этот результат подтверждается данными других авторов, полученными при исследовании большого количества углеродистых и низколегированных сталей, которые авторы перестроили в выбранных ими координатах.

**261. Влияние азота на склонность к хрупкости мягких сталей.** Enzian G. H. and Salvaggio G. J., Weld. Journ., 29, 537—544 (1950).

Целью работы было изучение влияния азота, холодной обработки (протяжки), старения и отношения содержания марганца к содержанию углерода на склонность к хрупкости мягкой полураскисленной листовой стали. Содержание азота изменялось от 0,005 до 0,011%, а отношение Mn:C изменялось от 1,85 до 5,25. Испытания на удар по Изоду проводились на стандартных образцах с V-образным надрезом и надрезом Шарпи. Статические испытания проводились на образцах специального типа.

В результате проведенного исследования установлено, что критическая температура хрупкости, определенная по виду излома, с увеличением содержания азота повышается при любом отношении Mn : C. Критические температуры хрупкости, определенные по ударной вязкости и величине утяжки у надреза, с увеличением содержания азота возрастают при высоком отношении Mn : C и остаются постоянными при низком отношении Mn : C, при этом для сталей с более высоким отношением Mn : C критические температуры хрупкости, определенные по различным перечисленным выше признакам, располагаются в области более высоких температур.

Для оценки изменения склонности к хрупкости при увеличении степени наклепа вводится специальный критерий, названный «E-индексом хрупкости», который представляет собой относительную величину площади диаграммы зависимости работы деформации от величины предварительной деформации (процента наклепа). В работе исследуется изменение величины этого индекса после старения для сталей с различным отношением Mn : C и различным содержанием азота. На основании результатов опытов установлена хорошая корреляция между критическими температурами хрупкости, определенными по виду излома и по данным ударной вязкости для образцов изученных типов.

**262. Влияние сварки на хладноломкость котельных сталей.** Scotchbrook A. F., Eriv L., Stout R. D. and Johnston V. G., Trans. ASME, 72, 539—548 (1950).

На широких призматических образцах (изготовленных из шести простых углеродистых сталей) с неглубоким острым надрезом и продольным наваренным валиком определялась критическая температура хрупкости при их статическом изгибе. При этом изучались изменения с температурой величины, затраченной на разрушение, энергии деформации сечения в надрезе и площади хрупкого разрыва. Показано, что наваренный валик повышает чувствительность металла к надрезу, причем величина этого отрицательного эффекта не может быть предсказана на основании критической температуры хрупкости образца, не подвергавшегося наварке металла. Для толстых образцов установленный эффект сильнее, чем для тонких. Предварительное растяжение образцов на 5% приводит к повышению интервала хрупкости; после наварки валика такие образцы приобретают еще более высокую температуру хрупкости. Показывается положительное влияние на свойства образцов ожига при 620° C.

### **263. Влияние скорости охлаждения и состава на хрупкость наплавленного металла.**

Указывается, что при некоторых условиях (например, при сварке толстых листов и при подводной сварке) наплавленный в процессе сварки металл охлаждается с весьма высокой скоростью. Проведенные эксперименты показывают, что при скорости охлаждения порядка  $1400^{\circ}$  в минуту наблюдается, как правило, понижение пластичности наплавленного металла, а также, в ряде случаев — образование транскристаллических микротрещин и шиферный излом. Количество и величина трещин тем больше, чем выше содержание водорода и азота в металле шва.

Анализируются причины образования трещин и делается предположение о вероятном повышении хрупкости вследствие неблагоприятного влияния водорода в тех участках сварного шва, пластичность которых уже понизилась благодаря наличию богатых углеродом и азотом промежуточных продуктов распада аустенита; описывается возможный механизм указанного влияния водорода.

Исследуется влияние легирующих элементов и показывается, что при применении электродов, содержащих в малых количествах Mo, Cr и V, склонность к образованию трещин уменьшается, но опять увеличивается при повышенном содержании этих элементов.

Для предотвращения образования трещин в наплавленном металле при сварке толстых листов рекомендуется применять предварительный подогрев до  $1000^{\circ}$  С.

---

---

## XV. УСТАЛОСТЬ И КАВИТАЦИЯ

**264. Исследование влияния повторно-переменных напряжений на циклическую вязкость и модуль упругости малоуглеродистой стали.**  
L a z a n B. J., Trans. ASM, 42, 499—548 (1950).

С целью исследования соотношений между усталостью, циклической вязкостью и модулем упругости проведены опыты на новом типе испытательной машины, позволяющей по величине горизонтального перемещения свободного торца консольного образца при его вращении под нагрузкой определять потери на внутреннее трение.

В статье дается краткое описание конструкции испытательной машины и сообщаются результаты определения циклической вязкости, декремента затухания и модуля упругости для сплошных и трубчатых образцов, применявшихся в опытах с малоуглеродистой сталью. Результаты показывают, что циклическая вязкость и динамический модуль упругости зависят от характера предварительного нагружения и технологии изготовления образца. Из трех образцов, из которых один испытывался через 2 часа после его полировки, второй после старения при комнатной температуре в течение двух месяцев, а третий после нагрева в течение 100 мин. при 477° С, наибольшую циклическую вязкость при 26,7 кг/мм<sup>2</sup> через 10<sup>5</sup> циклов показал первый образец и наименьшую — третий образец.

Исследованием установлено, что циклическая вязкость и динамический модуль упругости не изменяются при повторно-переменном нагружении с малой амплитудой, но значительно изменяются при напряжении, равном примерно 80% от предела выносливости. При напряжении, превышающем указанный уровень, циклическая вязкость может возрасти на 2500%, а динамический модуль упругости при этом понизится на 11%.

**265. Влияние статического напряжения на выносливость алюминия.**  
S a u e r J. A. and L e m m o n D. C., Trans. ASM, 42, 559—574 (1950).

Изучалось поведение алюминиевого сплава с содержанием 4,4% Cu, 0,8% Mn, 0,8% Si и 0,4% Mg при испытании его на усталость в условиях комбинированного воздействия статического и повторно-переменного усилий. Опыты проводились на специальной универсальной машине, в которой статическая нагрузка до 450 кг создавалась калиброванной спиральной пружиной, а динамическая повторно-переменная нагрузка до 450 кг — массой эксцентрика, вращающегося со скоростью 1800 об/мин. Образцы испытывались на изгиб и кручение; при этом статическое напряжение изменялось в первом случае от 0 до 0,8  $\sigma_B$  и во втором — от 0 до 0,7  $\tau_B$ .

Исследование показало, что при комбинации статического и повторно-переменного изгибов, а также кручения экспериментальные данные близко совпадают со значениями, определяемыми соответственно по формулам

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_r} = 1 - \frac{1}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_B} \quad \text{и} \quad \frac{\tau_a}{\tau_r} = 1 - \frac{1}{2} \frac{\tau_m}{\tau_B},$$

где  $\sigma_a$  и  $\tau_a$  — пределы усталости при повторно-переменных изгибе и кручении,  $\sigma_r$  и  $\tau_r$  — пределы усталости при комбинированном воздействии повторно-переменных и статических напряжений при изгибе и кручении,  $\sigma_m$  и  $\tau_m$  — статические напряжения при изгибе и кручении и  $\sigma_B$  и  $\tau_B$  — пределы прочности при изгибе и при кручении.

**266. Коррозионная усталость.** Whitham D. and Evans U., Journ. Iron Steel Inst., 165, 72—79 (1950).

Приводятся результаты экспериментального исследования коррозионной усталости малоуглеродистой стали. Для опытов применялись образцы в виде проволоки длиной 250 мм и диаметром 2,5 мм. Главным образом изучался вопрос о возможном влиянии предварительного упрочнения, созданного при испытании на обычную усталость (в воздушной среде), на предел коррозионной усталости. Опыты показали, что практически влияние предварительного упрочнения не имеет места.

Для образцов, не доведенных до разрушения при испытании на усталость, применялось последующее испытание на разрыв, с помощью которого и с привлечением металлографических методов исследования изучалось образование микротрещин при усталостном испытании металлов. Указывается, что как при обычной, так и при коррозионной усталости микротрещины являются, как правило, транскристаллическими, хотя иногда могут проходить и по границам зерен. Дается анализ особенностей деформирования металла при испытании на усталость как при наличии коррозии, так и без нее.

**267. Факторы, влияющие на определение усталостной прочности по величине статического предела текучести.** Schaal A., Zs. f. Metallkunde, 41, 334—339 (1950).

Работа посвящена исследованию связи между пределом усталости и пределом текучести. Опыты на усталость проводились на машине Шенка (изгиб вращающегося образца). Предел текучести определялся по диаграмме растяжения. Было исследовано 18 сталей. Образцы испытывались как непосредственно после изготовления, следовательно, с наклепанным поверхностным слоем, так и после промежуточного отжига.

На основании своих экспериментальных данных, а также литературных данных других исследователей автор строит кривые зависимости отношения  $\sigma_{wb}/\sigma_{0,2}$  от  $\sigma_{0,2}$ , где  $\sigma_{wb}$  — предел усталости на изгиб, а  $\sigma_{0,2}$  — предел текучести по допуску 0,2% остаточной деформации. Все кривые имеют алогичный характер: с ростом  $\sigma_{0,2}$  отношение  $\sigma_{wb}/\sigma_{0,2}$  уменьшается от 1 при  $\sigma_{0,2} = 20 \text{ кг/мм}^2$  до 0,5 при  $\sigma_{0,2} = 120 \text{ кг/мм}^2$ . Параллельно автор показывает отсутствие связи между  $\sigma_{wb}$  и  $\sigma_B$ .

В работе показано также, что отжиг с целью снятия наклепа от механической обработки в тонком поверхностном слое, проведенный при температуре рекристаллизации, вызывает рост зерен в этом слое, причем отношение  $\sigma_{wb}/\sigma_{0,2}$  уменьшается. Остаточные напряжения, создаваемые наклепом от механической обработки и измерявшиеся рентгенографически, не влияют на величину предела усталости.

**268. Сопротивляемость усталости пористых отливок из  $\gamma$ -силумина.** Reininger H., Zs. f. Metallkunde, 41, 348—357 (1950).

В статье дается обзор исследований, посвященных изучению сопротивляемости усталости сплавов  $\gamma$ -силумина в зависимости от его пористости. На основании макроскопических, микроскопических и рентгенографических исследований проводится классификация на 6 групп пористости  $\gamma$ -силумина в зависимости от количества, формы и характера распределения пор. Многочисленные кривые и таблицы, приведенные в статье, показывают, как изменяется предел усталости в зависимости от принятой классификации. Предел усталости на базе  $20 \times 10^6$  циклов изменяется при переходе от 1-й группы к 6-й от 10,5 до 6,5 кг/мм<sup>2</sup>.

**269. Влияние азотизации на предел усталости нержавеющей стали.** Malcolm V. T. and Low S., Journ. Met., 188, 1094—1095 (1950).

На примере результатов, полученных на двух сортах нержавеющей стали, иллюстрируется значительное повышение их предела усталости с помощью поверхностной азотизации по специальному режиму, что связывается с возникновением в поверхностных слоях образца сжимающих напряжений порядка 100 кг/мм<sup>2</sup>.

**270. Влияние предшествующих статических и динамических напряжений на предел усталости алюминиевых сплавов.** Bennett J. A. and Baker J. L., Journ. Res. Nat. Bureau Stand., 45, 449—457 (1950).

Опыты производились на листовых образцах специальной конструкции при изгибе. Показано, что как статическое, так и циклическое преднапряжение образцов оказывает заметное влияние на их выносливость. Рассматриваемые различные случаи положительного или отрицательного эффектов объясняются возникновением остаточных напряжений и наклепа при предварительном нагружении. В опытах прослеживалось развитие трещины во времени. Показывается, что связь между обратной величиной напряжения и логарифмом числа циклов до момента образования трещины выражается прямой.

**271. Замечание к вопросу о влиянии концентрации напряжений на поведение металла в связи с явлением усталости.** Minami o z i K. and Okubo H., Journ. Franklin Inst., 249, 49—55 (1950).

Устанавливается, что согласно теории упругости при уменьшении радиуса диаметральных отверстий в цилиндрическом образце его предел усталости должен был бы падать вследствие повышения концентрации напряжения. В опытах при растяжении — сжатии наблюдается, однако, обратная картина — предел усталости растет. Последнее объясняется тем, что в теории материал считается однородным и изотропным, в то время как ни то, ни другое в действительности не соблюдается. В расчеты вводятся понятия среднего напряжения для определенной площадки вокруг рассматриваемой точки, и путем сравнения экспериментальных и расчетных данных для предела усталости находятся размеры этой площадки для разных материалов.

**272. Предел усталости цилиндрических образцов с продольными канавками.** Okubo H., Journ. Appl. Phys., 21, 1105—1108 (1950).

Работа является развитием исследования, изложенного в [271]. Вопрос рассматривается применительно к случаю кручения цилиндри-

ческого образца с двумя диаметрально расположенными на нем продольными капавками. Показывается, что в случае мягкой стали вычисленный для нее поперечник площадки, в пределах которой необходимо усреднить напряжение, остается тем же, что и в случае растяжения — сжатия.

**273. Температурная зависимость предела усталости и длительной прочности различных прессуемых и литейных легких сплавов.** W e l l i n g e r K., K e i l E. und S t ä h l i G., Zs. f. Metallkunde, **41**, 309—313 (1950).

Для 18 алюминиевых и алюминиево-магневых сплавов, для которых приведены химический состав и их основные механические характеристики, сообщаются результаты измерения предела усталости при растяжении — сжатии на базе  $20 \cdot 10^6$  циклов и длительной прочности на базе 300 час. при температурах 20, 150, 200, 250 и 300° С.

**274. Исследование усталости при комбинации переменных и статических напряжений.** G o u g h H. J., Journ. Appl. Mech., **17**, 113—125 (1950).

Схематически описывается машина для испытания на усталость в условиях совместного действия изгиба и кручения при наложении разных комбинаций постоянного нагружения. Сообщаются результаты, полученные для разных форм образцов, изготовленных из никель-хром-молибден-ванадиевой стали.

**275. Усталость металлов.** T h u r s t o n R. C., Can. Met., **13**, 8—11, 48—49 (1950).

В упрощенном и сжатом изложении дается представление о проблеме усталости металлов. При этом охватываются такие вопросы, как природа усталости металлов, приемы ее изучения, влияние концентрации напряжений на предел усталости, влияние геометрического и физического (наклеп) состояния поверхности образца, влияние термодиффузионной обработки его поверхности (цианирование, цементирование и нитрирование) и роль тонких металлических покрытий.

**276. Изучение усталости фланцевых соединений.** M a r k l A. R. C. and G e o r g e H. H., Trans. ASME, **72**, 77—87 (1950).

В статье рассматривается вопрос о прочности и непроницаемости различных фланцевых соединений труб, находящихся под внутренним давлением, а также влияние совместного действия переменного изгибающего момента и механических вибраций или флуктуаций температуры движущейся в трубе среды и окружающей ее атмосферы.

**277. Ускоренный метод изучения кавитации.** R h e i n g a n s W. J., Trans. ASME, **72**, 705—724 (1950).

В статье дается краткий обзор исследований кавитации и описывается высокочастотная кавитационная установка. Опыты производились при частоте 6500 *гц* на различных цветных и черных металлах. Изучалось влияние на кавитацию амплитуды колебаний образца и глубины его погружения в исследуемую жидкость при использовании в качестве последней различных водных растворов щелочей и кислот и разных масел. Устанавливается, что использованный метод дает надежные сведения о пригодности для применения на практике новых материалов с высокой противокавитационной стойкостью.

---

---

## XVI. ТВЕРДОСТЬ, ТРЕНИЕ И ИЗНОС

278. Установление первых отклонений от гуксовской прямой с помощью метода внедрения конуса. Bö k l e n R., Zs. f. Metallkunde, 41, 295 (1950).

В статье критикуется известная работа Таммана и Мюллера<sup>1)</sup>, предложивших метод безобразцового нахождения предела текучести по измерению диаметра основания напльва вокруг отпечатка при внедрении конуса. Правильно отмечая ложность представлений Таммана и Мюллера о форме деформированного объема при внедрении конуса в металл, автор сам предлагает не менее падающее его изображение. Исходя из своей схемы, он выводит новое выражение для предела текучести  $\sigma_s^H$  по напльву:

$$\sigma_s^H = H_K \frac{1}{1 + \frac{\rho^2}{r^2}} .$$

где  $H_K$  — твердость, измеренная по методу внедрения конуса и равная  $P/\pi r^2$  ( $P$  — нагрузка,  $r$  — радиус отпечатка на его гребне и  $\rho$  — радиус основания напльва).

В экспериментальной части работы устанавливается влияние шероховатости поверхности внедряемого конуса на результаты, и для нескольких материалов производится сопоставление значений  $\sigma_s^H$ , полученных при внедрении алмазного конуса, с кривыми растяжения для этих же металлов в пределах деформаций до 1%. Доказывается, что предел текучести  $\sigma_s$ , вычисленный по приведенной формуле, ближе соответствует пределу текучести  $\sigma_s$  при допуске на остающуюся деформацию 0,01—0,02%, нежели  $\sigma_s$  при допуске 0,2%, как это было найдено в работе Таммана и Мюллера.

279. Влияние приложенной нагрузки при определении микротвердости. R o s t o k e r W., Journ. Inst. Met., 77, 175—185 (1950).

Поставлена задача выяснения связи между величиной микротвердости, измеренной методом вдавливания алмазной пирамиды, и размерами отпечатка и состоянием металла. Приводятся результаты измерений микротвердости, выполненных с помощью прибора Бергсмана на материалах, предварительно подвергнутых разным степеням обжатия, а также различной термической обработке. Установлено, что величина микротвердости снижается с уменьшением нагрузки на пирамиду и размер этого снижения возрастает с увеличением степени наклепа. Из полученных данных выяснен показатель степени  $n$  в формуле  $P = ad^n$ , где  $P$  — нагрузка,  $d$  — диагональ отпечатка,  $a$  — коэффициент пропорциональности; этот пока-

---

<sup>1)</sup> Zs. f. Metallkunde, 28, 49 (1936).

затель оказался непрерывной функцией степени наклепа, не зависящей, в отличие от известных из литературы результатов измерения твердости по Бригелю, от состояния металла. Рассмотрены возможные причины снижения числа твердости с уменьшением нагрузки. Наиболее вероятной причиной этого эффекта автор считает относительно большое при малых нагрузках упругое уменьшение глубины отпечатка.

**280. Применение метода Мейера при внедрении шарика к изучению металлов.** O'Neill H., *Nature*, **165**, 362 (1950).

**281. Применение метода Мейера к изучению металлов.** Patch D. and Whittaker E. J. W., *Nature*, **165**, 646—647 (1950).

**282. Закон Мейера в измерениях твердости.** Jimeno E. and Terraza J., *Nature*, **166**, 359 (1950).

**283. Поверхностная деформация и трение металлов при малых нагрузках.** Whitehead J. R., *Proc. Roy. Soc.*, **201 A**, 109—125 (1950).

В работе изучался механизм взаимодействия трущихся металлических поверхностей в зависимости от приложенной нормальной нагрузки. Приводится описание построенного для этой цели прибора, позволявшего измерять коэффициент трения при малых нагрузках, начиная от нескольких миллиграммов. Подвергнутые трению поверхности исследовались при помощи оптического и электронного микроскопов.

Установлено, что коэффициент трения меди и стали по меди не зависит от величины нагрузки при больших, а также при очень малых нагрузках, меньше одного грамма; при уменьшении нагрузки от 40 г до 1 г коэффициент трения резко падает. Коэффициенты трения алюминия по алюминию и серебра по серебру остаются постоянными во всем исследованном интервале изменения нагрузок.

Показано, что все обнаруженные явления могут быть объяснены присутствием на поверхности металла тонких оксидных пленок, механизм же трения остается при всех нагрузках одним и тем же. Свойства оксидных пленок исследованных металлов и их роль в процессе трения подвергнуты подробному рассмотрению. Кроме того, приведены данные опытов, иллюстрирующие зависимость коэффициента трения от состояния поверхности металла, а также результаты единичных опытов, выполненных при наличии смазки, и опытов с неметаллическими материалами.

**284. Статический коэффициент трения и площадь контакта.** Parker R. C. and Patch D., *Proc. Phys. Soc.*, **63B**, 185—198 (1950).

Подробно изложены результаты экспериментальной работы, предпринятой с целью опровергнуть распространенные представления о природе трения, объясняющие все явления трения только присутствием неровностей на соприкасающихся поверхностях.

Сконструирован прибор, позволяющий при помощи микроскопа измерять кажущуюся площадь поверхности контакта; показано, что эта величина пропорциональна истинной площади поверхности соприкосновения. Исследовалось трение материалов с низким пределом текучести — индия и свинца по стеклу; образцы, имевшие вид полусферы, касались стеклянной пластины сферической поверхностью.

Установлено, что при нормальном поджатии образца масса металла деформируется пластически (сплющивается), в то время как находящиеся на его поверхности неровности испытывают лишь упругие деформации.

При приложении к одной из трущихся поверхностей малого тангенциального усилия неровности на поверхности образца подвергаются пластической деформации, в результате чего истинная площадь соприкосновения трущихся поверхностей возрастает. При несколько большей тангенциальной нагрузке на вершинах неровностей появляются царапины и одновременно на поверхности металла возникают полосы скольжения; те и другие обнаруживаются только при помощи электронного микроскопа. С дальнейшим увеличением нагрузки количество царапин возрастает до тех пор, пока вся поверхность контакта не оказывается покрытой ими; этому моменту отвечает и возникновение микроскопически видимого скольжения.

Установлено и подчеркивается, что на всех стадиях рассматриваемого процесса тангенциальные усилия прямо пропорциональны площади контакта. С другой стороны, экспериментально показана прямая пропорциональность между площадью соприкосновения трущихся поверхностей и силами прилипания. Сопоставляя эти две зависимости и отмечая тот факт, что они обе не зависят от присутствия и количества царапин, авторы заключают, что сила трения и сила прилипания имеют общую природу, являясь по существу силами сцепления.

#### **285. Изготовление зоны материала с высоким сопротивлением истиранию.** Meineke H., Zs. f. Metallkunde, 41, 344—346 (1950).

В работе показано, что различные плоскости монокристаллов металлов с кубической гранецентрированной решеткой (Al, Cu) и гексагональной решеткой (Zn) различно сопротивляются истиранию.

Сопротивляемость истиранию определялась или по времени, затрачиваемому на полировку плоскостей до одинакового качества, или по твердости царапанием. При этом наибольшее сопротивление истиранию имела у гранецентрированного куба плоскость (111), у гексагонального кристалла — плоскость базиса. Результаты этих опытов автор подтверждает опытами на поликристаллах в виде пластинок, вырезанных из зоны столбчатых кристаллов отливок. Износоустойчивость поверхности столбчатых кристаллов оказалась на 50—80% выше таковой для обычной отливки.

На основании этих опытов автор рекомендует для литых изделий, как из цветных металлов, так и из сталей, работающих на износ (подшипники, цилиндры, поршни и т. д.), подбирать условия охлаждения при кристаллизации таким образом, чтобы толщина зоны столбчатых кристаллов была приблизительно равна 2 мм, обеспечивая этим сохранение после механической обработки поверхности слоя столбчатых кристаллов достаточной толщины.

---

---

## XVII. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА СПЛАВОВ НА ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

**286. Влияние азота, кислорода и углерода на механические свойства чистого  $\alpha$ -титана.** Finlay W. L. and Snyder J. A., Journ. Met., 188, 277—286 (1950).

Изучено указанное в заголовке статьи влияние на предел текучести, предел прочности, удлинение и твердость по Виккерсу для N вплоть до 0,15% (вес.) и для O и C соответственно вплоть до 0,25 и 0,5%. Поскольку N, O и C образуют с Ti твердые растворы внедрения, полученные результаты сопоставляются с таковыми для сплава титана с железом до содержания последнего вплоть до 0,5% (вес.), который представляет собой твердый раствор замещения. Показано, что в противоположность наблюдениям для твердых растворов замещения, в случае которых элементы с наименьшей предельной растворимостью образуют наиболее упрочненные сплавы, в случае твердых растворов внедрения элемент с наименьшей предельной растворимостью (углерод) вызывает и наименьшее упрочнение сплава.

**287. Титановые двойные сплавы.** Craighhead C. M., Simmons O. W. and Eastwood L. W., Journ. Met., 188, 485—513 (1950).

Изучались механические свойства микроструктуры и диаграммы состояний бинарных сплавов Ti с Ag, Pb, Sn, Ni, Cu, Be, V, Si, Cr, Mo, Mn, Fe, W и Co в ограниченных количествах. Установлено, что бинарные сплавы Ti с Ag, Pb, Sn и Ni образуют твердые растворы, но имеют низкие механические свойства; элементы Be, V и Si имеют ограниченную растворимость в Ti и поэтому могут быть использованы только как присадки в сложных сплавах; сплавы образуют твердые растворы с высокими механическими свойствами.

**288. Тройные сплавы титана.** Craighhead C. M., Simmons O. W. and Eastwood L. W., Journ. Met., 188, 514—538 (1950).

В развитие предыдущей работы [287] изучались механические свойства микроструктуры и диаграммы состояний следующих тройных сплавов:

- 1) сплавов Ti — C, содержащих Cu, Si, V, Cr, Mn, Fe и Co;
- 2) сплавов Ti — N, содержащих Cr;
- 3) сплавов Ti — Cr, содержащих добавки V, Mo, W, Co или Ni;
- 4) сплавов Ti — Mn, содержащих добавки Si, Cr, W или Fe.

Установлено, что в пределах до концентрации 0,25% углерод повышает прочность всех сплавов первой группы без заметного понижения их пластичности и является в названных количествах полезной добавкой. Добавка 0,1 или 0,2% N к сплавам Ti — Cr повышает их твердость и прочность, но слегка понижает их пластичность; азот в указанных концентрациях также может быть признан полезным для сплава. Добавки V, Mo, W, Co

или Ni к сплавам Ti — Cr не оказывают существенного влияния на их механические свойства. Добавки к Ti — Mn сплавам Si, Cr, W или Fe только в двух последних случаях улучшают их механические свойства.

**289. Четверные сплавы титана.** Craighead C. M., Simmons O. W. and Eastwood L. W., Journ. Met., 188, 539—552 (1950).

В развитие предыдущих работ [287], [288] изучались механические свойства, микроструктура и диаграммы состояний следующих сплавов:

- 1) Ti — Cr — C — N;
- 2) Ti — Cr — C с добавкой Cu, V, Mo, Mn, Fe или Ni и
- 3) Ti — Cr — N с добавкой V, Mo или Ni.

Установлено, что для сплавов группы 1 наилучшие механические свойства дает добавка 0,25% C и 0,1% N к сплаву Ti — Cr с 5% последнего элемента. Добавки 1 и 2% Fe или Mn к сплавам группы 2, содержащим 0,25% C и от 2,5 до 5% Cr, несколько повышают твердость и прочность, но снижают пластичность; добавка таких же количеств V полезна для характеристик прочности только в случае содержания в сплаве 5% Cr. Добавки V, Mo или Ni к сплавам группы 3 оказываются также полезными лишь в незначительной степени.

**290. Сплавы титана с углеродом, кислородом и азотом.** Jaffee R. I., Ogden H. R. and Maykuth D. J., Journ. Met., 188, 1261—1266 (1950).

Сообщаются результаты определения механических свойств, твердости и микроструктуры бинарных сплавов Ti — C, Ti — O и Ti — N с различным содержанием легирующих элементов (наибольшие концентрации: C — 0,87%, O — 1,00% и N — 0,72%). Показывается, что N упрочняет металл и сокращает его пластичность наиболее заметным образом, в то время как C при равных концентрациях в этом смысле наименее эффективен.

**291. Влияние фосфора и азота на механические свойства низкоуглеродистой стали.** Enzian G. H., Journ. Met., 188, 346—353 (1950).

Показывается, что небольшие увеличения содержания в стали P и N (до 0,139 и 0,013% соответственно) приводят к повышению предела текучести и предела прочности и уменьшению ударной вязкости, притом тем большему, чем выше степень наклепа (последняя доводилась в опытах до ~11%).

**292. Сплавы железа с медью.** Smith C. S. and Palmer E. W., Journ. Met., 188, 1486—1499 (1950).

Для сплавов Fe — Cu с содержанием Cu вплоть до 100% подробно изучены их механические характеристики, коррозионная устойчивость, технологические свойства, структура, плотность и электропроводность после различной механической и термической обработки.

**293. Железо-марганцевые и железо-марганцево-никелевые сплавы.** Kramer I. R., Toleman S. L. and Haswell W. T., Trans. ASM, 42, 1260—1290 (1950).

**294. Растворимость углерода в  $\alpha$ -железе и ее влияние на предел текучести.** Wert C., Journ. Met., 188, 1242—1244 (1950).

Используя известную линейную зависимость внутреннего трения, связанного с диффузией углерода в  $\alpha$ -железе, от концентрации углерода

в твердом растворе, автор изучал растворимость углерода в  $\alpha$ -железе в области температур от 700 вплоть до 150° С. Экстраполируя полученную зависимость до комнатной температуры, он приходит к заключению, что известные данные для этой температуры являются завышенными. Одновременно изучалась зависимость предела текучести железа от концентрации углерода до 0,005% (вс.) С. Показано, что количество С, необходимое для заметного повышения предела текучести железа, измеряется ничтожной величиной порядка 0,0001% (вс.).

**295. Зависимость пластичности поперечных образцов хромо-никель-молибденовой орудийной стали от количества включений.** Welchner J. and Hildorf W. G., Trans. ASM, 42, 455—473 (1950).

**296. Влияние бора на свойства стали.** Grange R. A., Seens W. B., Holt W. S. and Garvey T. M., Trans. ASM, 42, 75—105 (1950).

**297. Водородная хрупкость низкоуглеродистой стали.** Seabrook J. B., Grant N. J. and Carney D., Journ. Met., 188, 1317—1321 (1950).

На образцах, изготовленных из горячекатанной малоуглеродистой стали, производились опыты по изучению влияния поверхностного насыщения водородом на диаграмму растяжения. Показано, что снижение пластичности стали зависит от концентрации водорода в материале в момент проведения опыта и может быть ликвидировано при удалении водорода. Сталь заметно обезводородживается при комнатной температуре в течение первых 3—4 час. вылеживания, однако этот процесс не завершается даже после 72 час. Сопротивляется деформированию стали нечувствительно к водороду. Подчеркивается, что для проявления водородной хрупкости деформация должна достигнуть некоторой определенной величины, большей чем деформация на пределах упругости и текучести.

**298. Характеристики и свойства низколегированных литых хромо-молибденовых сталей.** Ziegler N. A., Meinhardt W. L. and Goldsmith J. R., Trans. AMS, 42, 175—204 (1950).

Исследованы пять групп литых сталей, содержащих 0,4, 0,7, 1,25, 2,0 и 3,0% Cr. Внутри каждой группы содержание молибдена варьировалось от 0,4 до 0,8%, а содержание углерода — от 0,05 до 0,3%. Установлено, что с увеличением содержания хрома возрастают предел прочности, предел текучести и твердость, но падают удлинение, сужение в шейке и ударная вязкость. Эти эффекты возрастают с увеличением содержания углерода, в то время как изменение содержания молибдена в указанных выше пределах практически не оказывает влияния на механические свойства сталей при комнатной температуре.

**299. Сравнение шести пружинных сталей.** Kenneford A. and Ellis G., Journ. Iron Steel Inst., 164, 265—277 (1950).

Приводятся результаты сравнительного экспериментального исследования шести различных марок пружинных сталей, а именно: углеродистой, кремне-марганцевистой, хромо-ванадиевой, хромо-кремнистой, хромо-молибденовой и хромо-никель-молибденовой. Для указанных сталей исследованы главным образом чувствительность к обезуглероживанию, чувствительность к росту зерна, прокаливаемость, отпускосаемость. Кроме

того, определялись различные механические характеристики как при статическом, так и при динамическом нагружении. Указывается, что влияние таких важных факторов, как обезуглероживание, и вообще состояние поверхности металла почти или вовсе не выявляется одними лишь механическими испытаниями (за исключением испытания на усталость).

**300. Влияние присадки свинца на механические свойства и обрабатываемость некоторых легированных сталей.** Woolman J. and Jacques A., Journ. Iron Steel Inst., 165, 257—267 (1950).

Экспериментально подтверждено положительное влияние добавки до 0,20% Pb на обрабатываемость резанием (при токарной обработке, сверлении и шлифовании) некоторых углеродистых и легированных сталей, прошедших различную термическую обработку.

Исследовано также влияние присадки свинца на механические свойства стали (в продольном и поперечном направлениях) при испытании на растяжение, ударный изгиб по Изоду и усталость. Установлено, что добавка свинца практически не отражается на механических свойствах, определенных при растяжении и ударном изгибе; имеется лишь слабая тенденция к уменьшению пластичности и вязкости.

Сопротивление усталости с добавкой свинца понижается, и притом тем больше, чем выше временное сопротивление стали: для стали с временным сопротивлением  $178 \text{ кг/мм}^2$  уменьшение сопротивляемости усталости при добавке свинца достигает 20%.

**301. Новые нержавеющие стали, склонные к дисперсионному твердению.** Goller G. and Clarke W., Iron Age, 165, 9, 86—89; 10, 79—83 (1950).

Работа посвящена исследованию двух нержавеющих сталей аустенитного класса: 1) C — 0,05%; Cr  $\approx$  16,5%; Ni  $\approx$  4% и Cu  $\approx$  4%; 2) C — 0,07%; Cr  $\approx$  17%; Ni  $\approx$  7% и Al  $\approx$  1%. Эти стали, будучи склонными к дисперсионному твердению после соответствующей термической обработки, состоящей из закалки и отпуска, обладают высокой прочностью ( $\sigma_B \approx 135 \text{ кг/мм}^2$ ,  $\sigma_{-1} \approx 50 \text{ кг/мм}^2$ ,  $H_B \approx 375—400$ ), удовлетворительной пластичностью ( $\delta \approx 6—12\%$ ) и коррозионной стойкостью, эквивалентной аустенитной стали типа 18-8.

**302. Приложение технологической пробы на изгиб к испытанию нержавеющей стали.** Zaffre C. A., Phebus R. L. and Landgraf F. K., Trans. ASM, 42, 666—684 (1950).

**303. Сопротивление деформированию различных жаропрочных сплавов.** Turgell J. F., Trans. ASM, 42, 405—438 (1950).

В условиях растяжения, выдавливания, штамповки и волочения изучены характеристики пластического течения 17 жаропрочных сплавов (из них 8 на железной основе, 5 на никелевой и 4 на кобальтовой). Результаты опытов свидетельствуют о том, что уравнение механического состояния, предложенное Холломоном и Лубаном<sup>1)</sup>, для большинства исследованных сплавов не выполняется, повидимому, вследствие метастабильности сплавов. Вместе с тем, результаты свидетельствуют о том, что с увеличением скорости деформирования (от  $10^{-4}$  до  $10^{-2} \text{ сж}^{-1}$ ) или с уменьшением температуры (от 100 до  $-32^\circ \text{ C}$ ) сопротивление деформированию ис-

<sup>1)</sup> См. Phys. Rev., 70, 775 (1946).

следованных сплавов возрастает, причем влияние температуры более значительно, чем влияние изменения скорости.

**304. Высокотемпературные свойства тугоплавких металлов.** Park E. R., Trans. ASM, 42, 399—404 (1950).

В работе приводятся данные о температурной зависимости предела прочности и удлинения некоторых тугоплавких металлов (вольфрам, молибден, титан, тантал, цирконий и др.). Для большинства металлов приведенные данные охватывают область температур 20—1000° С.

**305. Новый сплав на кобальтовой основе как жаропрочный листовой материал.** Binder W. O. and Spindelow H. R., Met. Progr., 57, 321—326 (1950).

Изложены результаты исследования нового листового жаропрочного материала на кобальтовой основе. Химический состав сплава: С ≈ 0,1%, Mn ≈ 1,5%, Si ≈ 0,5%, Cr ≈ 20%, Ni ≈ 10%, W ≈ 15%, Fe < 2% и Co — остальное. Исследовано влияние содержания углерода и термической обработки. Приводятся данные обычных механических свойств листового материала при нормальной температуре и данные длительных испытаний на разрыв при температурах 920 и 990° С. Длительная прочность на базе 100 и 1000 час. при температуре 920° составляет 7,7 и 5,4 кг/мм<sup>2</sup> и при температуре 990° соответственно — 4,9 и 3,1 кг/мм<sup>2</sup>. Результаты полученных испытаний сопоставлены с результатами испытаний жаропрочных сплавов, известных под марками № 153 и № 155. Отмечается, что новый сплав хорошо подвергается холодной и горячей обработке давлением и обладает удовлетворительной свариваемостью и сопротивляемостью окислению до 1040° С.

**306. Влияние растворимых в меди элементов на ее диаграмму растяжения.** French R. S. and Hibbard W. R., Journ. Met., 188, 53—58 (1950).

На основе изучения диаграмм истинных напряжений для двух марок чистой меди и различных коммерческих бинарных сплавов меди с Al, Be, Cd, Ni, Si, Sn, и Zn устанавливалось влияние последних на показатель степени  $m$  в уравнении  $S = Ke^m$ , применяемом часто для аналитического выражения диаграммы растяжения ( $S, \epsilon$ ). Показано, что величина  $m$ , выражающая способность материала к упрочнению при пластической деформации, тем меньше, чем выше предел текучести сплава; при этом полученная зависимость оказывается количественно общей для всех использованных сплавов. В первом приближении зависимость предела текучести ( $S_{0,01}$ ) от содержания растворенных в меди элементов, выраженного в атомных процентах, может быть описана простой линейной связью.

**307. Производство и механические свойства пластичного циркония.** Hayes E. T., Dilling E. D. and Robertson A. H., Trans. ASM, 42, 619—640 (1950).

**308. Влияние легирующих элементов на пластические свойства алюминиевых сплавов.** Dorn J. E., Pietrowsky P. and Tietz T. E., Journ. Met., 188, 933—943 (1950).

Изучалось изменение диаграммы действительных напряжений сплавов Al с Mg, Cu, Zn, Ge, Ag и Cd в зависимости от увеличения концентрации названных элементов до 3,228, 0,233, 1,616, 0,145, 0,194 и 0,065% (атомн.)

соответственно в условиях комнатной и трех пониженных температур (78, 116 и 194° К). Показано, что легирование Al приводит не только к повышению предела текучести, но и к увеличению коэффициента упрочнения и незначительному уменьшению равномерного удлинения. Указанный эффект оказывается при комнатной температуре более выраженным, чем при пониженных. Наблюдавшееся упрочнение Al легированием связывается с искажениями в решетке и с разницей в валентности растворяющего и растворяемого металлов.

**309. Механические свойства некоторых ковких и литейных алюминиевых сплавов при повышенных температурах.** Thorge P. L., Tremain G. R. and Ridley R. W., Journ. Inst. Met., 77, 141—144 (1950).

Изучались механические свойства большого числа ковких и литейных алюминиевых сплавов, применяемых в авиамоторостроении. Приводятся результаты испытаний на растяжение, усталость и ползучесть, выполненных при температурах от 20 до 450° С.

**310. Способность к прокатке и механические свойства магниевых листов с содержанием 0 — 9,5% алюминия.** Tate A. E. L., Journ. Inst. Met., 78, 71—92 (1950).

Установлены оптимальные состав и условия обработки указанных в заголовке сплавов Mg — Al, приводящие к получению наилучших механических характеристик.

**311. Растяжение алюминиевых сплавов при повышенных температурах.** Vosskühler H., Zs. f. Metallkunde, 41, 144—151 (1950).

Исследованию подвергались сплавы алюминия с магнием (до 9% Mg) Al — Mg 3, Al — Mg 5, Al — Mg 7, Al — Mg 9, сплавы алюминия с медью (3—4% Cu), а также сплавы алюминия с цинком и магнием (4,4% Zn и 3,4% Mg). В отливки добавлялось около 1% Si, который не только улучшал литейные качества, но и повышал прочность сплавов при повышенных температурах. Опыты производились на материалах, находящихся как в литом, так и в катаном состоянии. При растяжении образцов определялись следующие характеристики:  $\sigma_{0,02}$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$  и  $\psi$ . Температура опыта изменялась от комнатной до 300° С. Используя литературные данные, автор для некоторых сплавов приводит кривые изменения их механических свойств при пониженных температурах (до —200° С). В статье приводятся многочисленные кривые зависимости механических свойств от температуры для сплавов с повышающимся в них содержанием магния; сравниваются механические свойства образцов, изготовленных из проката и из отливок; устанавливается линейная связь между  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$ , определенными при комнатной температуре, и таковыми для повышенных температур.

**312. Свойства некоторых магниеволитиевых сплавов, содержащих алюминий и цинк.** Busk R. S., Leman D. L. and Casey J. J., Journ. Met., 188, 945—951 (1950).

Излагаются результаты изучения структуры с помощью обычного и электронного микроскопов, а также средствами рентгенографического анализа исследования механических свойств сплавов Mg — Li — Al, Mg — Li — Zn и Mg — Li — Al — Zn.

Показывается, что в ряде случаев прочность этих сплавов с помощью соответствующей термообработки и старения может быть утроена. Последнее сопровождается, однако, снижением пластичности и потерей стабильности сплава.

---

---

## XVIII. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ И МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

**313. Образование аустенита при отпуске и его влияние на механические свойства стали.** Bailey E. F. and Harris W. J., Journ. Met., 188, 997—1000 (1950).

При медленном нагреве низкоуглеродистой марганцево-никелевой стали (со скоростью  $20^\circ$  в минуту) приблизительно при  $660^\circ$  С, т. е. ниже  $A_1$ , образуется аустенит. В интервале температур  $540$ — $660^\circ$  С может образоваться около 38% аустенита, который сосуществует с мартенситом. После отжига при температуре выше  $660^\circ$  С он может претерпеть в процессе охлаждения частичное превращение в мартенсит, что приводит к сохранению при комнатной температуре уменьшенного количества остаточного аустенита в его смеси с мартенситом. Превращение такого остаточного аустенита в процессе охлаждения или при пластической деформации во время испытания стали понижает ее предел текучести и характеристики пластичности стали и повышает ее предел прочности и критическую температуру хрупкости.

**314. Распределение карбидов как возможная причина отпускной хрупкости.** Jaffe L. D., Journ. Iron Steel Inst., 164, 1—2 (1950).

Дается краткий обзор существующих теорий отпускной хрупкости стали; отмечаются трудности, возникающие при сравнении их с экспериментальными данными. Излагаются теоретические соображения о возможной связи отпускной хрупкости с особенностями распределения карбидов (но не цементита) или других фаз при различных субкритических температурах. Необходимое условие для проявления отпускной хрупкости: межфазовая энергия между ферритом и указанными фазами должна быть приблизительно равна половине энергии связи между двумя зернами феррита.

**315. К вопросу о перегреве стали.** Rollason E. and Roberts D., Journ. Iron Steel Inst., 164, 422—424 (1950).

Рассматриваются экспериментальные данные различных авторов и делается вывод о существенном повышении минимальной температуры перегрева стали при увеличении содержания MnS. Чем меньше скорость охлаждения стали, тем более резко выражены явления перегрева. Проводится графический анализ экспериментальных данных и показывается, что температура перегрева является функцией содержания серы и отношения Mn : S.

**316. Явления на границах зерен в сильно перегретой стали.** Kotl and Hanson D., Journ. Iron Steel Inst., 164, 51—62 (1950).

Исследовано влияние степени перегрева выше верхней критической точки на структуру и механические свойства углеродистых сталей. Вы-

сказано предположение, что снижение механических свойств при перегреве стали имеет место благодаря выделению (во время последующего охлаждения) сульфидных включений по границам аустенитных зерен, существовавших при температуре, до которой была нагрета сталь. При помощи металлографического анализа изучено изменение формы и количества включений в зависимости от температуры нагрева и влияние их на характер разрушения металла.

**317. Перегрев и пережог стали. III. Влияние температуры перегрева на механические свойства и структуру легированных сталей.** P r e e s e A., Nutting J. and Hartley A., Journ. Iron Steel Inst., **164**, 37—45 (1950).

Экспериментально изучены особенности поведения перегретой и пережженной стали при температурах нагрева до 1425° С. При этом применено травление макрошлифов специальным реактивом ( $\text{NH}_4\text{NO}_3$ ), позволяющим резко отличить перегретую сталь от пережженной. Показано, что снижение механических свойств при весьма высоких температурах нагрева имеет место в основном при пережоге стали, связанном с частичным оплавлением металла по границам зерен. Перегрев стали связан с выделением неизвестных пока частиц (повидимому, не сульфидов) по границам аустенитных зерен и не ведет к сколько-нибудь существенному снижению механических свойств. Исследовано также влияние перегрева на рост зерна и устойчивость аустенита при изотермических выдержках.

**318. Влияние холодной механической обработки на сталь.** A n d r e w J. and Lee H., Journ. Iron Steel Inst., **165**, 145—184, 369—395 (1950).

Излагаются и обсуждаются результаты серии работ, выполненных под руководством авторов статьи и посвященных проблеме изучения изменений в стали, вызываемых ее пластическим деформированием. Указывается на недостаточность имеющихся теоретических представлений о механизме пластического деформирования стали и на особенности влияния деформации на свойства стали по сравнению с чистым железом. Отмечается, что, поскольку основное различие между железом и сталью определяется содержанием углерода, есть основания полагать, что изменения в стали, вызываемые ее пластическим деформированием, могут быть сопоставлены с некоторыми изменениями, происходящими при термической обработке стали; формулируются основные задачи экспериментального исследования вопроса.

Сообщаются результаты экспериментального исследования влияния холодной протяжки стальной проволоки (различных марок стали) на ее твердость, плотность, электрические, магнитные и дилатометрические характеристики. Излагаются также результаты рентгенографического исследования остаточных напряжений, возникающих при холодной протяжке стальной проволоки, и структурных изменений, возникающих при сжатии цилиндрических стальных образцов, а также особенностей пластического деформирования стали при высоких скоростях. Проверяется предположенная ранее авторами гипотеза об образовании аустенита при пластическом деформировании стали и указывается, что аустенит образуется лишь при способах нагружения, обеспечивающих интенсивное выделение тепла, в частности, при высоких скоростях деформации или при наличии значительного трения. Отмечается локализация деформаций, имеющая место при высоких скоростях деформирования, и, как следствие, — образование

так называемых «белых полосок» в стали при деформировании ее ударом<sup>1)</sup>.

Изучается влияние холодной обработки стали на диффузию водорода при комнатной температуре и устанавливается, что пластическая деформация уменьшает скорость диффузии водорода и увеличивает насыщение. Обсуждается корреляция этих факторов с изменением твердости и плотности стали, а также с данными рентгенографического исследования. Отмечается влияние распределения цементита на скорость диффузии водорода в сталь.

В результате анализа всего комплекса исследований указывается, что особенности влияния пластического деформирования на свойства стали могут быть объяснены различием в действии остаточных напряжений в феррите и цементите. Отмечается необходимость накопления экспериментальных данных о влиянии этих напряжений в цементите на свойства стали.

**319. Связь между механическими характеристиками литого алюминиевого сплава и распределением температур в слитке во время его застывания.** R u d d l e R. W., Journ. Inst. Met., 77, 37—59 (1950).

Сообщаются результаты изучения механических свойств и доброкачественности сплава Al — Cu с содержанием около 4,5% Cu в различных точках плоского слитка в зависимости от скорости охлаждения исследуемого места. Даются рекомендации в отношении способов получения оптимальных свойств сплава.

**320. О проблеме оценки деформируемости листов из алюминиевых сплавов.** M o h r E., Zs. f. Metallkunde, 41, 303—307 (1950).

Устанавливается связь между числом повторных перегибов (проба на перегиб) листовых образцов из 7 алюминий-медно-магниевого сплава и способностью их к вытяжке. При этом учитывается значение размеров зерна сплава и его упрочняемости при холодной вытяжке. Показывается, что последний из этих факторов играет значительную роль.

**321. Прокатываемые магниевые сплавы с цирконием.** S a u e r w a l d F., Zs. f. Metallkunde, 41, 81—87 (1950).

Излагаются результаты изучения механических свойств различных двухкомпонентных и многокомпонентных магниевых сплавов с содержанием Zr в количествах около 0,6—0,7%, подвергнутых равным термообработкам. Добавка Zr размельчает зерно, получаемое при литье, сообщает хорошую пластичность сплаву, способствует возможности его прокатки, в особенности непосредственно после литья без предварительной проковки. Отмечаются хорошая коррозионная устойчивость сплавов с цирконием и их удовлетворительные общие механические свойства.

**322. Бериллиевая бронза.** R i c h a r d s J. T., Mat. a. Meth., 31, 76—90 (1950).

Дается подробный обзор разнообразных эксплуатационно-технических свойств бериллиевой бронзы, а также разных рекомендуемых для нее условий механической обработки, термической обработки и областей применения.

<sup>1)</sup> Указанные «белые полоски» носят в отечественной литературе название «полосок Кравц-Тарнавского» по имени русского металлурга, впервые наблюдавшего и описавшего их еще в 1928 г. (*Журн. Русск. металлург. общества*, № 3, 162 (1928). (Прим. ред.)

323. Связь между пластической деформацией металла при обработке резанием и его обычными механическими характеристиками. L a p - s l e y J. T., G r a s s i R. C. a n d T h o m s e n E. G., Trans. ASME, 72, 979—983 (1950).

Излагаются результаты экспериментального сравнения названных в заголовке статьи величин. Приводятся соображения в обоснование допустимости такого сравнения. Показывается, что обычные механические характеристики металла, полученные в опытах на растяжение, могут быть успешно использованы для оценки его поведения при резании.

---

---

## XIX. РАЗНЫЕ РАБОТЫ

**324. Термическое расширение нержавеющей сталей в интервале температур от  $-183$  до  $550^{\circ}$  С.** F u r m a n D. E., Journ. Met., 188, 688—691 (1950).

Сообщаются результаты определения температурной зависимости линейного коэффициента расширения в интервале температур от  $-183$  до  $550^{\circ}$  С для 6 нержавеющей сталей определенного химического состава.

**325. Изменения плотности в алюминии.** S n o e k J. L., Phil. Mag., 41, 1188—1192 (1950).

Сообщаются результаты измерения плотности алюминиевых образцов, подвергнутых различной термической обработке. При повышении температуры нагрева или увеличении его продолжительности плотность возрастает. Двухчасовой нагрев мелкозернистого алюминия при  $600^{\circ}$  С приводит к росту его зерен и одновременному увеличению плотности. После закалки изменения плотности не наблюдается. Убедительных объяснений наблюдавшимся фактам не дается.

**326. Электросопротивление железо-хромо-алюминиевых сплавов, применяемых для нагревателей.** T h o m a s H., Zs. f. Metallkunde, 41, 185—190 (1950).

На сплавах железа с содержанием 0—28% (атомн.) Al и 0—10% Cr изучена зависимость электросопротивления и его температурного коэффициента от состава сплава, его структурного состояния, холодной и термической обработки.

**327. Связь между электро-и теплопроводностью никеля и его сплавов.** F i n e M. E., Journ. Met., 188, 951—952 (1950).

Используя литературные данные для теплопроводности  $K$  и электропроводности  $\sigma$  никеля и различных его сплавов при переменных температурах (во всех случаях гранцентрированная кубическая решетка), автор показывает, что установленное ранее для меди, железа, алюминия и магниевых и медных сплавов экспериментальное выражение  $K = A\sigma T + B$  (где  $T$  — температура в  $^{\circ}$ К,  $A$  и  $B$  — постоянные) хорошо оправдывается также и в рассматриваемом случае.

**328. Характеристики теплового расширения бериллия.** T r e s o R. M., Journ. Met., 188, 1274—1276 (1950).

Определены коэффициенты линейного расширения  $\alpha$  поликристаллического бериллия в горячепрессованном и отожженном состояниях в интервале температур от комнатной до  $1000^{\circ}$  С. Средние значения  $\alpha$

возрастают от  $11,54 \cdot 10^{-6}$  до  $18,77 \cdot 10^{-6}$  при изменении интервала температур от  $25-100$  до  $25-1000^\circ \text{C}$ . Для монокристалла значение  $\alpha$  для интервала температур  $0-50^\circ \text{C}$  в направлении, перпендикулярном к гексагональной оси, равно  $(11,580 \pm 0,050) \cdot 10^{-6}$ , а в направлении, параллельном названной оси, —  $(10,076 \pm 0,026) \cdot 10^{-6}$ . Вычисление объемного коэффициента расширения для области температур  $0-50^\circ \text{C}$  приводит к равенству  $\beta = (33,24 \pm 0,08) \cdot 10^{-6}$ .

**329. Измерение абсолютных значений свободной энергии поверхности контакта медь — медь.** S c a r s G. W., Journ. Appl. Phys., 21, 721 (1950).

Произведено экспериментальное определение свободной энергии поверхности контакта твердая медь — твердая медь, оказавшейся равной  $860 \text{ эрг/см}^2$ .

**330. Возникновение и значение коррозии под напряжением в алюминиевых сплавах.** V o s s k ü h l e r H., Werkst. u. Korros., 1, 143—153, 179—184, 310—320, 357—366 (1950).

**331. Новые коррозионноустойчивые материалы за границей.** F r a n k e E., Werkst. u. Korros., 1, 136—143, 171—178, 305—308, 349—357, 497—506 (1950).

**332. Влияние остаточных напряжений на протекание процесса коррозии.** F r a n k e E., Werkst. u. Korros., 1, 404—412 (1950).

Обзорная статья, написанная на основе 91 библиографического источника.

**333. Удаление напряжений в литых изделиях из сплавов на магниевой основе.** P a u n e R. J. M., Journ. Inst. Met., 78, 147—168 (1950).

Описывается метод оценки степени снижения остаточных напряжений в литье, основанный на разрезке по образующей специально отливаемых колец и измерении их деформации. С помощью этого метода показано, что в случае магниевых-алюминиевых сплавов ( $\text{Al} \sim 8-10\%$ ), а также магниевых-цинковых-циркониевых сплавов ( $\text{Zn} \sim 44,5\%$ ,  $\text{Zr} \sim 0,7\%$ ) двухчасовой отжиг при  $330^\circ \text{C}$  снижает напряжения приблизительно на 95%, не изменяя исходных механических свойств литья. Для магниевых-циркониевого сплава ( $\text{Mg} \sim 96\%$ ,  $\text{Zr} \sim 0,06\%$ ) с содержанием редких земель рекомендуется для этих целей применять 10-часовой отжиг при  $250^\circ \text{C}$ .

**334. Фотоупругость алмаза.** R a m a c h a n d r a n G. N., Proc. Ind. Acad. Sci., 32A, 171—173 (1950).

Уточняются данные о фотоупругих константах алмаза, полученные автором ранее на образцах алмаза из коллекции Рамана.

**335. Определение разности главных напряжений в точке с помощью трехмерного метода фотоупругости.** J e s s o p H. T. and W e l l s M. K., Brit. Journ. Appl. Phys., 1, 184—189 (1950).

Описываются теория и применение метода нахождения направления главных осей и разности главных напряжений в выбранной точке тонкой пластинки, вырезанной из «замороженного» напряженного образца и по-

мещенной на качающийся гониометрический столик специального поляризационного микроскопа.

**336. Итоги конференции по исследованию напряжений, состоявшейся в Лондоне в 1950 г.** F r a n k l E. K., Brit. Journ. Appl. Phys., **1**, 241—251 (1950).

Излагается обзор основных результатов названной конференции по разделам применения хрупких лаков, исследования моделей, обсуждения новейших достижений оптического метода изучения напряжений и применения тензометрии к ряду проблем механики грунтов и моторострессия.

**337. Усовершенствование техники оптического изучения напряжений путем применения фотометрического метода.** B r o w n A. F. C. a n d N i c k s o n V. M., Brit. Journ. Appl. Phys., **1**, 39—43 (1950).

Описывается приспособление фотоэлектрического фотометра к измерениям в оптическом методе. Излагается техника его применения и сообщаются результаты его использования в ряде опытов.

АЛФАВИТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ<sup>1</sup>

- Adolph R. — 146  
 Agnor T. J. — 242  
 Alexander B. H. — 110  
 Allen N. — 55  
 Allmand D. E. — 227  
 Andrade E. N. — 160, 161  
 Andrew J. — 318  
 Arenberg D. L. — 144  
 Aust K. T. — 128, 129  
 Averbach B. L. — 50  
 Aytekin V. — 194
- Backofen W. A. — 134  
 Baeyertz M. — 241, 245  
 Bagley K. Q. — 44  
 Bailey E. F. — 313  
 Baker J. L. — 270  
 Banerjee B. R. — 182  
 Barker L. J. — 47  
 Barnes R. S. — 97  
 Barrett C. S. — 58, 61, 83  
 Batz W. — 98  
 Beck P. A. — 125, 126, 127  
 Bennett J. A. — 270  
 Berak J. — 18  
 Bever M. B. — 1, 141  
 Bilby B. A. — 167  
 Binder W. O. — 305  
 Birchenall C. E. — 86  
 Bloom D. S. — 2  
 Boas W. — 87  
 Bohneblust H. F. — 224  
 Böklen R. — 278  
 Bolton M. J. — 123, 124  
 Bose B. N. — 56  
 Bourque O. J. — 228  
 Bowles J. S. — 61  
 Braun E. — 82  
 Brown A. F. C. — 337
- Brownlee L. D. — 32  
 Bruckner W. — 258  
 Bucklin A. G. — 206  
 Buffum D. C. — 244  
 Bulian W. — 62  
 Bumps E. S. — 245  
 Burgers W. G. — 116  
 Burke J. E. — 119  
 Burnett H. C. — 109  
 Burns B. D. — 198  
 Busk R. S. — 39, 312
- Cabarat R. — 139, 151  
 Calnan E. A. — 135, 198  
 Carapella S. C. — 27  
 Carlson O. N. — 11  
 Carney D. — 297  
 Carpenter S. T. — 252  
 Carr Feder J. — 235  
 Carreker R. P. — 175  
 Carwile N. — 237  
 Casey J. J. — 312  
 Castleman L. S. — 50  
 Chalmers B. — 65, 128, 129  
 Chang T. M. — 191  
 Child H. — 195  
 Chiotti P. — 3  
 Clarebrough L. M. — 68, 70, 121  
 Clark D. S. — 220, 224  
 Clark H. T. — 133  
 Clark J. C. — 229  
 Clarke W. — 301  
 Clews C. J. B. — 41, 135  
 Clifton D. F. — 58  
 Coffin L. F. — 216  
 Cohen G. — 91  
 Cohen M. — 1, 50, 54  
 Cottrell A. H. — 157, 158, 194  
 Cowley J. M. — 71  
 Crafts W. — 66
- Craig W. F. — 241, 245  
 Craighhead C. M. — 287, 288, 289  
 Crussard C. — 174
- Dahl O. — 73  
 Daniels F. W. — 123, 124  
 Davis M. — 210  
 Decker B. F. — 115  
 Dedrick J. H. — 93  
 Delbart G. — 203  
 Dewsnap N. — 190  
 Dienes G. J. — 94  
 Digges T. G. — 199, 204  
 Dilling E. D. — 307  
 Dorn J. E. — 219, 308  
 Dulis E. J. — 208  
 Dunn C. G. — 123, 124  
 Duwez P. — 36, 37, 222, 224
- Earley C. — 55  
 Eastwood L. W. — 85, 287, 288, 289  
 Eisenloeffel A. — 103  
 Ellis G. — 299  
 Ellis W. C. — 111, 138  
 Ellwood E. C. — 44  
 Elsea A. R. — 57  
 Enzian G. H. — 261, 291  
 Eriv L. — 262  
 Eudier M. — 193  
 Evans U. — 266
- Falkenhagen G. — 16  
 Farmer M. H. — 31  
 Feltham P. — 205  
 Fenn R. W. — 137  
 Fensham P. J. — 87, 89, 90  
 Fillnow R. H. — 59  
 Finch L. G. — 188

<sup>1</sup>) Цифры обозначают номера рефератов.

- Fine M. E. — 138, 152, 327  
 Finlay W. L. — 286  
 Fischer R. B. — 185  
 Floe C. F. — 1  
 Franke E. — 331, 332  
 Frankl E. K. — 336  
 French R. S. — 306  
 Frost B. R. T. — 7  
 Frost P. D. — 85  
 Fullman R. L. — 118  
 Furman D. E. — 324  
 Fusfeld H. I. — 235  
  
 Garrod R. I. — 187  
 Garvey T. M. — 296  
 Geil G. — 237  
 Geisler A. H. — 69  
 Gensamer M. — 247  
 George H. H. — 276  
 Gill R. F. — 81  
 Gold L. — 143  
 Goldsmith J. R. — 298  
 Goller G. — 301  
 Gordon P. — 8, 9  
 Gough H. J. — 274  
 Graf L. — 155  
 Grange R. A. — 296  
 Grant N. J. — 2, 5, 206, 297  
 Grassi R. C. — 323  
 Greenough G. B. — 188, 197  
 Greiner E. S. — 184  
 Grobe A. H. — 221  
 Groeber H. — 15, 24  
 Grogan J. D. — 10  
 Gruhl W. — 77  
 Guarnieri G. J. — 209  
 Guillet L. — 139, 151  
 Guttman L. — 60, 61  
  
 Hall E. O. — 177, 201  
 Hanson D. — 316  
 Hardy H. K. — 79  
 Harker D. — 115, 120  
 Harper S. — 158  
 Harrington R. H. — 81  
 Harris G. — 195  
 Harris W. J. — 313  
 Hartbower C. E. — 256  
 Hartley A. — 317  
 Haswell W. T. — 293  
 Hatch D. — 281, 284  
 Hauk V. — 15, 24  
 Hausner H. H. — 12  
  
 Hawkes M. F. — 56  
 Hayes E. T. — 307  
 Hazlett T. H. — 219  
 Henry C. O. — 29  
 Herring C. — 211  
 Heumann T. — 18  
 Hibbard W. R. — 136, 137, 306  
 Hickson V. M. — 337  
 Hildorf W. G. — 295  
 Hirsch P. B. — 186  
 Hoar T. P. — 48  
 Hofmann W. — 16  
 Holden A. N. — 101  
 Holt W. S. — 296  
 Honeycombe R. W. K. — 156  
 Hopkin L. M. T. — 213  
 Houston E. G. — 208  
 Hu H. — 127  
 Hunsicker H. Y. — 80  
  
 Imbembo E. A. — 250  
 Irwin G. R. — 231  
  
 Jackson J. H. — 185  
 Jacques A. — 300  
 Jacques H. E. — 249  
 Jacquet P. A. — 233  
 Jaeger G. — 107  
 Jaffe L. D. — 244, 314  
 Jaffee R. I. — 290  
 Jaggi R. — 78  
 Jaoul B. — 174  
 Jenkins W. D. — 199, 204  
 Jepson M. D. — 53  
 Jessop H. T. — 335  
 Jillson D. C. — 102, 162, 163  
 Jimeno E. — 282  
 Johnson A. E. — 214  
 Johnston B. G. — 260, 262  
 Josso E. — 72  
  
 Kahn N. A. — 250  
 Kalish H. S. — 12  
 Karman T. — 222  
 Kaufmann A. R. — 8, 9  
 Kê T. S. — 148, 149, 150  
 Keil E. — 273  
 Kellar J. N. — 186  
 Kenneford A. — 299  
  
 Kies J. A. — 231, 232  
 Kilpatrick M. F. — 142  
 Klier E. P. — 255  
 Kneser H. O. — 146  
 Ko T. — 316  
 Kochendörfer A. — 154, 169, 239  
 Koehler J. S. — 168  
 Köster W. — 22, 64, 75, 82  
 Kostron H. — 183  
 Kotalik B. J. — 217  
 Kramer I. R. — 293.  
 Kramer R. L. — 227  
 Kubaschewski O. — 13  
 Kuczynski G. C. — 91, 92, 93  
 Kuhlmann D. — 153  
 Kulin S. A. — 54  
 Kura J. G. — 85  
  
 Lacombe P. — 176  
 Laidler D. — 99  
 Lamont J. L. — 66  
 Landgraf F. K. — 230, 302  
 Lapsley J. T. — 323  
 Laquer H. L. — 142  
 Laurent P. — 193  
 Lazan B. J. — 264  
 Lee H. — 318  
 Leibfried G. — 171  
 Leiris H., de — 234  
 Lemann D. L. — 312  
 Lemmon D. C. — 265  
 Lemon R. C. — 80  
 Lepper H. A. — 137  
 Le Roux R. — 139  
 Lescop P. — 140  
 Lessells J. M. — 249  
 Lethersich W. — 147  
 Light J. O. — 207  
 Liu Y. H. — 179  
 Lorenz W. — 172  
 Low S. — 269  
 Lubahn J. D. — 218  
 Lücke K. — 112, 117  
 Ludwig N. — 212  
  
 Mack D. J. — 59  
 Mackenzie J. R. — 131  
 Makin M. J. — 160  
 Malcolm V. T. — 269  
 Marin J. — 217  
 Markl A. R. C. — 276

- Martin D. L. — 69  
 Masing G. — 114  
 Mässenhausen W. — 19  
 Mathewson C. H. — 164  
 Maykuth D. J. — 290  
 Mazur J. — 38, 246  
 McBride C. C. — 57  
 McCutcheon E. M. — 253  
 McGeady L. J. — 254  
 McGee W. E. — 142  
 McKey W. B. — 228  
 McLean D. — 31  
 McMillen J. H. — 227  
 McQuillan A. D. — 28  
 Mehl R. F. — 86, 98  
 Meineke H. — 285  
 Meinhart W. L. — 298  
 Menter J. W. — 201  
 Mikhalapov G. S. — 251  
 Miklowitz J. — 181  
 Miller J. — 209  
 Minamiozi K. — 271  
 Mitchell W. D. — 259  
 Mohr E. — 320  
 Mott N. F. — 106  
 Mouflard M. — 176  
 Mowat J. A. S. — 48  
 Müller E. W. — 105  
  
 Nehrenberg A. E. — 52  
 Neighbours J. R. — 145  
 Neufeld H. — 6  
 Newkirk J. B. — 69  
 Nicholas J. F. — 70  
 Nickerson R. A. — 96  
 Nisbet J. D. — 4  
 Nowak R. C. — 225  
 Nutting J. — 46, 317  
  
 Ogden H. R. — 290  
 Okubo H. — 271, 272  
 O'Neill H. — 280  
 Opie W. R. — 5  
 Orowan E. — 226  
 Owen E. A. — 179  
  
 Palmer E. W. — 292  
 Paneth H. R. — 88  
 Paranipe V. G. — 1  
 Parker E. R. — 96, 304  
 Parker R. C. — 284  
 Payne R. J. M. — 333  
 Peach M. — 168  
 Pearson W. — 25  
 Pellini W. S. — 256  
 Pelzer H. — 147  
  
 Peretti E. A. — 27  
 Perryman E. C. W. — 49  
 Pfeil P. C. L. — 42  
 Pfisterer H. — 20, 43  
 Phebus R. L. — 302  
 Phillips D. J. — 202  
 Phragmén G. — 26  
 Pietrokowsky P. — 36, 308  
 Pinto N. P. — 192  
 Pittiglio C. L. — 253  
 Podszus E. — 180  
 Portevin A. — 151  
 Powell R. W. — 33  
 Preece A. — 46, 317  
 Pugh J. W. — 4  
  
 Quinn H. F. — 228  
  
 Raffelsieper J. — 114  
 Ramachandran G. N. — 334  
 Ramsey J. A. — 189  
 Ramsey P. W. — 84  
 Randall R. F. Y. — 160, 161  
 Ransley C. E. — 6  
 Raring B. H. — 253  
 Raub E. — 21, 67  
 Ravery M. — 203  
 Raynor G. V. — 7  
 Read W. T. — 166  
 Reiningger H. — 268  
 Reith H. D. — 35  
 Rheingans W. J. — 277  
 Rhines F. N. — 110  
 Richards J. T. — 322  
 Ridley R. W. — 309  
 Ripling E. J. — 240  
 Roberson A. H. — 307  
 Roberts D. — 315  
 Roberts G. A. — 221  
 Roberts R. — 263  
 Robinson A. T. — 219  
 Rocca R. — 141  
 Röhm F. — 154  
 Rollason E. — 263, 315  
 Roop W. P. — 215, 252  
 Rosi F. D. — 164  
 Rosinthal D. — 259  
 Rostoker W. — 279  
 Roth-Meyer H. — 173  
 Ruddle R. W. — 319  
  
 Sachs G. — 218  
 Sage M. — 30  
  
 Salvaggio G. J. — 261  
 Sauer J. A. — 265  
 Sauerwald F. — 321  
 Schaal A. — 267  
 Scheil E. — 14  
 Schlösser H. G. — 76  
 Schmid E. — 132  
 Schramm C. H. — 9  
 Schubert K. — 23, 43, 78  
 Schulz I. — 146  
 Scotchbrook A. F. — 262  
 Scott F. H. — 226  
 Scrutton R. F. — 196  
 Seabrook J. B. — 297  
 Sears G. W. — 329  
 Seens W. B. — 296  
 Seufert W. — 238  
 Seymour W. E. — 120  
 Shank M. E. — 242  
 Sheehan J. P. — 241  
 Shockley W. — 166  
 Sidhu S. S. — 29  
 Simmons O. W. — 287, 288, 289  
 Sims C. E. — 95  
 Smekal A. — 165  
 Smith C. L. — 226  
 Smith C. S. — 145, 292  
 Smith E. A. — 81  
 Smith E. M. — 197  
 Smith G. V. — 208  
 Smoluchowski R. — 69  
 Snock J. L. — 325  
 Snyder J. A. — 286  
 Spendelow H. R. — 305  
 Sperry P. R. — 122, 125, 126, 127  
 Stadden K. I. — 255  
 Stähli G. — 273  
 Stout R. D. — 254, 260, 262  
 Stranski I. N. — 103, 104, 105  
 Sullivan A. M. — 231, 232  
 Swift H. W. — 191  
 Szabo de Bucs E. — 105  
  
 Taber A. P. — 243  
 Tate A. E. L. — 31, 310  
 Taylor A. — 40  
 Taylor J. — 99, 100  
 Taylor J. L. — 37  
 Terraza J. — 282  
 Thall B. M. — 65

Thomas H. — 132, 326  
 Thompson F. C. — 53  
 Thompson N. — 202,  
 210  
 Thomsen E. G. — 323  
 Thorley N. — 113  
 Thorlin J. F. — 243  
 Thorp J. S. — 186  
 Thorpe P. L. — 309  
 Thurston R. C. — 275  
 Tietz T. E. — 308  
 Tipper C. F. — 248  
 Toleman S. L. — 293  
 Tör S. S. — 260  
 Treco R. M. — 328  
 Tremain G. R. — 309  
 Tucker C. W. — 34  
 Tyndall E. P. T. — 200  
 Tyrrell J. F. — 303  
  
 Vacher H. C. — 109  
 Van der Beck R. W. — 247  
  
 Van der Merwe J. H. —  
 130  
 Vawter F. J. — 209  
 Vidal G. — 140  
 Vigness I. — 225  
 Vogel R. — 17, 19  
 Vosskübler H. — 311, 330  
  
 Wachtman J. B. — 159  
 Wain H. L. — 157  
 Walker A. C. — 108  
 Wallace J. F. — 243  
 Walter P. — 21, 67  
 Wassermann G. — 74, 76  
 Welchner J. — 295  
 Wellinger K. — 238, 273  
 Wells C. — 98  
 Wells M. K. — 335  
 Werley G. L. — 84  
 Wert C. — 63, 294  
 White M. P. — 223  
  
 Whitehead J. R. — 283  
 Whiteley J. — 51  
 Whittaker E. J. W. —  
 281  
 Whitwham D. — 266  
 Wilder A. B. — 207  
 Wilhelm H. A. — 3, 11  
 Wilman H. — 170  
 Wilms G. R. — 178  
 Wood D. S. — 220  
 Wood W. A. — 190, 196  
 Woolman J. — 300  
 Worden C. O. — 236  
  
 Zapffe C. A. — 45, 230,  
 236, 302  
 Zastera A. — 17  
 Zener C. — 63  
 Ziegler N. A. — 298

## СО Д Е Р Ж А Н И Е

Список использованных журналов и принятых сокращений . . . . .	2
П р е д и с л о в и е . . . . .	3
I. Фазовые превращения и структуры металлов и сплавов . . . . .	5
1. Диаграммы состояния . . . . .	5
2. Структуры чистых металлов и сплавов . . . . .	9
3. Мартенситное превращение и процессы распада . . . . .	12
4. Упорядочение сплавов . . . . .	17
5. Старение сплавов . . . . .	18
II. Диффузия и самодиффузия . . . . .	22
III. Кристаллизация из жидкой фазы . . . . .	26
IV. Отдых и рекристаллизация . . . . .	28
V. Текстуры . . . . .	33
VI. Упругие свойства металлов и сплавов . . . . .	35
VII. Внутреннее трение в металлах . . . . .	38
VIII. Пластичность и прочность монокристаллов . . . . .	40
IX. Пластическое деформирование поликристаллов . . . . .	46
X. Ползучесть монокристаллов и поликристаллов . . . . .	52
XI. Некоторые специальные задачи прочности и пластичности . . . . .	59
XII. Динамические свойства металлов и изучение процесса удара . . . . .	61
XIII. Поверхности изломов и кинетика разрушения . . . . .	65
XIV. Механические свойства металлов при низких температурах и хладноломкость. . . . .	67
XV. Усталость и кавитация . . . . .	80
XVI. Твердость, трение и износ . . . . .	84
XVII. Влияние состава сплавов на их механические свойства . . . . .	87
XVIII. Влияние термической и механической обработки на свойства металлов .	93
XIX. Разные работы . . . . .	97
<i>Алфавитный указатель авторов.</i> . . . . .	100

---

Редактор *В. Я. Фридман.*

Технический редактор *А. В. Виленева* Корректор *Г. Ф. Фомина*

Сдано в производство 7/VIII 1951 г. Подписано к печати 20/IX 1951 г.

А07951. Бумага 70×108<sup>1</sup>/<sub>16</sub>=3,3 бум. л. 8.9 печ. л.

Уч.-издат. л. 7.7. Изд. 15/1297. Цена 6 р. 50 к. Зак. 1370.

2-я тип. Издательства Академии Наук СССР, Москва, Шубинский пер., д. 10

ОПЕЧАТКИ

Стр.	Строка	Напечатано	Следует читать
8	16 св.	гелий	галлий
17	7 св.	Al	Na
17	16 св.	Mn <sub>6</sub> C	M <sub>6</sub> C
20	1 св.	0,2 % P	0,02 % P
27	13 св.	Fe	Te
28	5 св.	2000—2500 кал/моль	20 000—25 000 кал/моль
47	10 св.	$\frac{\partial p}{\partial l g \epsilon}$	$\frac{\partial p}{\partial l g \epsilon}$
69	20 св.	1/81 % Mn	1,81 % Mn
78	10 св.	величины, затраченной на разрушение, энергии деформации	величины затраченной на разрушение энергии, деформации
79	2 св.	металла.	металла. Rollason E. and Roberts R., Journ. Iron Steel Inst., 166, 105—112 (1950).
79	1 св.	1000° C	100° C
98	15 св.	44,5%	4,5%