

PACS numbers: 61.50.-f, 61.66.-f, 61.72.Lk, 61.72.Mm, 61.72.Nn, 62.20.-x, 62.20.F-

Влияние деформационного двойникования на механические свойства сплавов с ОЦК-решёткой

Ю. В. Мильман, И. В. Гончарова

**Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,
ул. Кржижановского, 3,
03142 Киев, Украина*

Деформационное двойникование оказывает существенное влияние на низкотемпературную пластичность ОЦК-металлов. В статье обзревается публикации, посвященные этой проблеме. Рассмотрены результаты изучения склонности сплавов к двойникованию и влияние двойникования на механические свойства сплавов на основе Cr, Mo, W, Fe, включая «рениевый эффект» повышения пластичности при легировании. Отмечается эффективность методик индентирования для определения склонности сплавов к деформационному двойникованию и для изучения механизма деформации малопластичных материалов, к которым относятся сильнодвойникующиеся сплавы. Приведены данные о кривых деформации и деформационном упрочнении сильнодвойникующихся сплавов.

Деформаційне двійниковання справляє істотний вплив на низькотемпературну пластичність ОЦК-металів. У статті оглянуто публікації, присвячені цій проблемі. Розглянуто результати вивчення схильності стопів до двійниковання та його вплив на механічні властивості стопів на основі Cr, Mo, W, Fe, а також «ренійовий ефект» підвищення пластичності при легуванні. Відзначається ефективність методик індентування для визначення схильності стопів до деформаційного двійниковання та для вивчення механізму деформації малопластичних матеріалів, до яких відносяться ці стопи. Наведено криві деформації та визначено деформаційне зміцнення стопів, що сильно двійникуються.

Deformation twinning exerts a great influence on the low-temperature plasticity of b.c.c. metals. The article reviews publications relating to this problem. We consider results of the study of alloys' tendency to twinning and its impact on mechanical properties of Cr-, Mo-, W-, and Fe-based alloys as well as 'rhenium effect' of increase of plasticity with an alloying. It is noted the effectiveness of indentation technique for both the determination of the tendency to twinning of alloys and the study of mecha-

nism of deformation of the low-ductile materials, to which these alloys are belonged. The stress–strain curves and the strain hardening of strongly twinning alloys are presented.

Ключевые слова: двойникование, механические свойства, твёрдость, хладноломкость.

Ключові слова: двійникування, механічні властивості, твердість, холодноломкість.

Keywords: twinning, mechanical properties, hardness, cold brittleness.

(Получено 25 мая 2017 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Деформационное двойникование металлов в значительной степени связано с проблемой хрупкого разрушения. В переходных металлах с ОЦК-решёткой наблюдается резкий рост предела текучести при снижении температуры ниже характеристической температуры деформации T^* и, как следствие, явление хладноломкости [1–4]. Практически во всех ОЦК-металлах при снижении температуры деформации или при повышении скорости деформации наблюдается деформационное двойникование, которое влияет как на пластичность, так и на прочность сплавов. Поэтому исследование этого процесса в ОЦК-металлах представляет не только научный, но и практический интерес. В настоящей статье дан обзор работ по изучению роли процессов двойникования в формировании механических свойств ОЦК-металлов.

Рассмотрены результаты изучения склонности сплавов к двойникованию и влияние двойникования на механические свойства сплавов на основе Cr, Mo, W и Fe, включая «рениевый эффект» повышения пластичности при легировании. Значительное внимание уделено результатам изучения этой проблемы методами индентирования, так как методики индентирования предоставляют дополнительные возможности для изучения механизма пластической деформации, особенно для малопластичных и хрупких материалов, к которым относятся сильнодвойникующиеся сплавы.

2. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ДВОЙНИКОВАНИЯ

При двойниковании под действием внешней нагрузки в кристалле возникает участок решётки с двойниковой прослойкой. Двойниковая прослойка имеет две границы и кристаллическая решётка в ней является зеркальным отображением недеформирован-

ных участков решётки относительно плоскости двойникования, которой является обычно двойниковая граница. Двойникование, как и скольжение, происходит по вполне определённым кристаллографическим плоскостям. Так для ОЦК-металлов плоскость двойникования $\{112\}$, направление двойникования $\langle 111 \rangle$. Двойникование в ОЦК-металлах, в отличие от скольжения, происходит за счёт частичных двойниующих дислокаций $a/6\langle 111 \rangle$ [5, 6]. Двойникование, как и скольжение, происходит по достижении определенного критического касательного напряжения ($\tau_{кр}$). При меньших нагрузках может образовываться упругий двойник, который исчезает после снятия нагрузки [7]. Двойникование можно рассматривать как процесс зарождения и роста двойников. Зарождение двойников требует высоких напряжений, которые обычно наблюдаются вблизи концентраторов напряжения. Рост двойников требует значительно меньших напряжений и происходит путем движения весьма подвижных двойниующих дислокаций. Поэтому рост двойниковых прослоек происходит с очень большой скоростью, приближающейся к скорости звука [8]. По достижению $\tau_{кр}$ двойниковые прослойки быстро прорастают через весь кристалл (рис. 1). Дальнейшее увеличение нагрузки приводит к утолщению двойниковых прослоек и к образованию двойников в других направлениях типа $\{112\}\langle 111 \rangle$, где наблюдается меньшее касательное напряжение. При развитии двойникования в поликристалле удар двойника в границу может вызвать появление двойников в соседнем зерне уже с иной ориентацией.

Известно, что скольжение может обеспечить неограниченную пластическую деформацию ε_{II} , тогда как двойникование при полной переориентации решётки обеспечивает $\varepsilon_{II}^* \cong 40\%$.

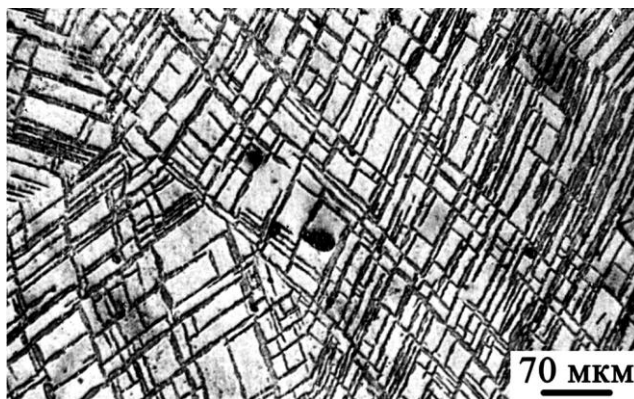


Рис. 1. Структура деформированного осадкой сплава Cr-20 вес.% Fe, где $t_{деф} = 20^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 18\%$.¹

Обычно только часть материала образца переходит в двойниковую ориентацию. Поэтому величина пластической деформации за счёт двойникового может быть приближенно оценена как

$$\varepsilon_{II}^D = \varepsilon_{II}^* f_V, \quad (1)$$

где f_V — объёмная доля сдвойникового материала [8, 9]. В работе [8] предложена более точная формула для оценки величины ε_{II}^D :

$$\varepsilon_{II}^D = \frac{\delta N}{2\sqrt{2dm}}, \quad (2)$$

где N — количество двойниковых прослоек, δ — их средняя толщина, d — размер зерна, m — фактор ориентации рассматриваемой плоскости двойникового. Для двойникового в системе $\{112\}\langle 111 \rangle$ в металлах с ОЦК-решёткой $m = 3,1$ по оценке, приведенной в [8]. Для структуры, приведенной на рис. 1, оценка по (2) даёт $\varepsilon_{II}^* = 3,9\%$ при общей деформации $\varepsilon_{II} = 18\%$.

В поликристаллах при двойниковании, как и при скольжении выполняется соотношение Холла–Петча [1, 8]:

$$\sigma_S^D = \sigma_0^D + K_y^D / \sqrt{d} \quad (3)$$

при двойниковании и

$$\sigma_S^C = \sigma_0^C + K_y^C / \sqrt{d} \quad (4)$$

при скольжении, где d — размер зерна, σ_S — предел текучести, σ_0 и K_y — константы уравнения.

Обычно $K_y^D > K_y^C$, а $\sigma_0^D < \sigma_0^C$ (рис. 2). Поэтому прямые, которые описываются уравнениями (3) и (4), пересекаются при размере

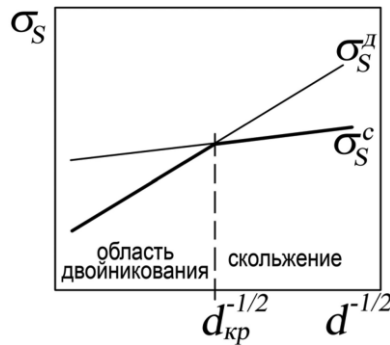


Рис. 2. Схема зависимости напряжения текучести от размера зерна.²

зерна

$$d_{кр} = \left(\frac{K_y^D - K_y^C}{\sigma_0^C - \sigma_0^D} \right)^2. \quad (5)$$

В работе [8] показано, что величина K_y^D уменьшается при снижении температуры в отличие от K_y^C , которая слабо зависит от температуры (рис. 3). Снижение K_y^D является важным фактором, облегчающим двойникование при уменьшении температуры.

При размере зерна $d > d_{кр}$ интенсивно развивается двойникование (рис. 2), а при $d < d_{кр}$ — скольжение, то есть двойникование в поликристаллах возможно только при $d > d_{кр}$. Естественно, что значение $d_{кр}$ зависит от температуры, скорости нагружения, а также вида напряжённого состояния. Переход от двойникования к скольжению приводит к перегибу на кривой Холла–Петча [8] (см. рис. 2).

Следует также учесть, что двойникование является самотормозящимся процессом вследствие уменьшения эффективного размера зерна в процессе двойникования. На рисунке 1 видно, что первичные двойники являются барьерами для движения вторичных двойников, то есть они снижают эффективный размер зерна.

Для двойникования, как и для скольжения, наблюдается рост напряжения течения при снижении температуры. Но температурная зависимость напряжения течения более слабая, чем при скольжении, поскольку высота потенциальных барьеров для движения частичных дислокаций существенно (почти на порядок) ниже, чем для полных дислокаций [5]. По той же причине рост напряжения течения при снижении температуры начинается при двойниковании при более низкой температуре, чем при скольжении. Типичная схема температурной зависимости σ_s^C и

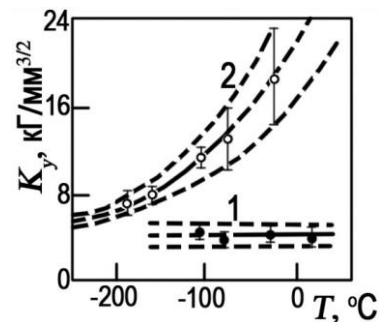


Рис. 3. Температурная зависимость параметра K_y при пластической деформации скольжением (1) и двойникованием (2) в сплаве армко-железа (0,06% С, 0,007% N) [1].³

σ_S^D приведена на рис. 4, где T_D — температура начала двойникования при уменьшении температуры.

При температуре $T < T_D$ пластическая деформация начинается процессом двойникования. После некоторой степени деформации подключается процесс скольжения. При температуре $T > T_D$ деформация идет только скольжением, даже при повышении напряжения течения за счёт деформационного упрочнения двойникование не наблюдается в связи с искажением кристаллической решетки дислокациями.

Так как для металлов параметр Тейбора $C = HM/\sigma_S \approx \text{const} \approx 3$ (HM — твёрдость по Мейеру), то можно было предполагать, что при изучении зависимости твердости от температуры кривая $HM(T)$ будет такой же, как показано на рис. 4 жирной линией для испытания на растяжение, так как при температуре T_D рост предела текучести и твердости при снижении температуры практически прекращается в связи с переходом от скольжения к деформации двойникованием. Однако, при измерении твердости, как будет показано ниже, двойникование наблюдается только при нагрузке на индентор $P > P_{кр}$. При изучении температурной зависимости микротвёрдости для большинства сплавов $P < P_{кр}$ и удаётся методом индентирования получить температурную зависимость микротвёрдости (и, следовательно, предела текучести) для процесса скольжения, без влияния двойникования. В качестве примера на рис. 5 и 6 приведена температурная зависимость микротвёрдости для сплавов системы Cr–Fe и системы Mo–Re. В обеих этих системах есть сплавы с высокой склонностью к двойникованию, однако двойникование при таком нагружении (нагрузка на индентор $P = 2$ Н) не проявляется. Это даёт возмож-

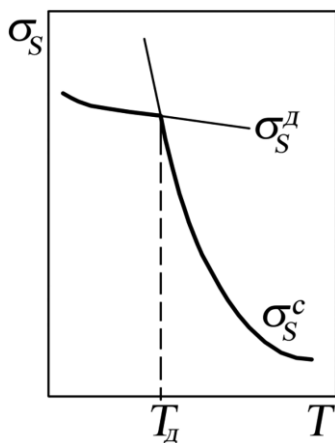


Рис. 4. Схема температурной зависимости σ_S^C и σ_S^D .⁴

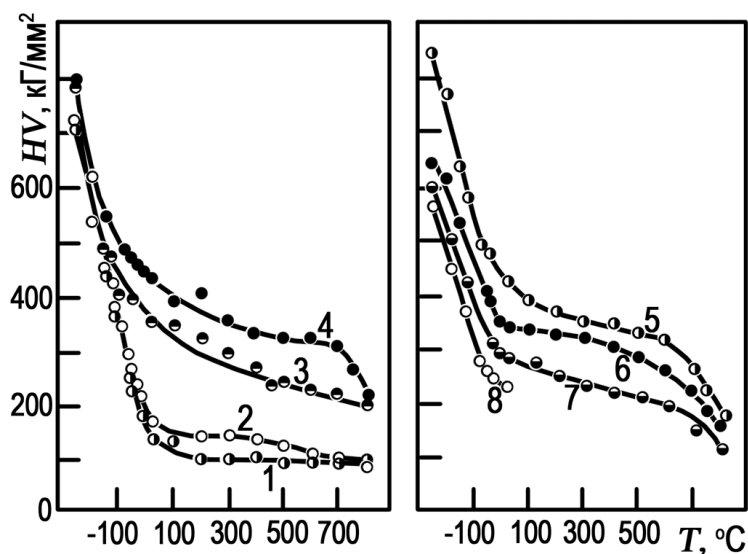


Рис. 5. Температурная зависимость микротвёрдости сплавов системы Cr-Fe: 1 — хром нелегированный, 2 — Cr-1,2 ат.% Fe, 3 — Cr-9,4 ат.% Fe, 4 — Cr-17,9 ат.% Fe, 5 — Cr-29,5 ат.% Fe, 6 — Cr-37,3 ат.% Fe, 7 — Cr-43,2 ат.% Fe, 8 — Cr-53,2 ат.% Fe [10].⁵

ность провести достаточно полный анализ температурной зависимости предела текучести при деформации скольжением: разделить термическую и атермическую составляющие напряжения течения, определить энергию активации движения дислокаций, активационный объем и другие параметры [1].

Отметим ещё, что при увеличении скорости деформации $\dot{\epsilon}$ склонность к двойникованию возрастает, $d_{кр}$ на рис. 2 уменьшается, а T_d на рис. 4 увеличивается.

3. ИЗУЧЕНИЕ СКЛОННОСТИ ОЦК-МЕТАЛЛОВ К ДВОЙНИКОВАНИЮ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Поскольку процесс двойникования существенно влияет на механическое поведение металлов под нагрузкой, в ряде случаев представляется целесообразным исследовать склонность сплавов к двойникованию. В работах [11–13] описана простая методика определения склонности к двойникованию методом индентирования. При этом используются твердомеры с индентором Виккерса для работы как в области макротвёрдости, так и микротвёрдости. Двойникование происходит в первую очередь вблизи концентраторов напряжения. Поэтому в двойникующихся сплавах при индентировании с достаточной нагрузкой на индентор вокруг отпе-

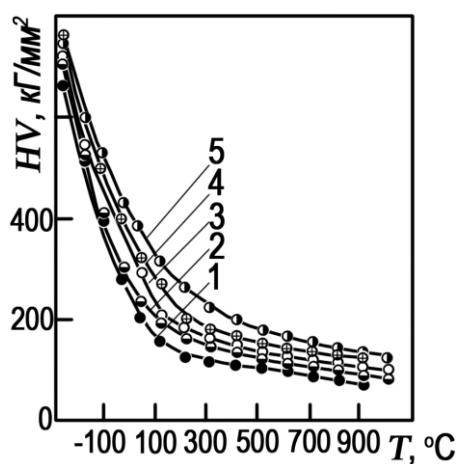


Рис. 6. Температурная зависимость микротвёрдости сплавов системы Mo-Re: 1 — Mo, 2 — Mo-18 ат.% Re, 3 — Mo-33 ат.% Re, 4 — Mo-51 ат.% Re, 5 — Mo-43 ат.% Re [11].⁶

чатка твёрдости образуются двойники (рис. 7).

Склонность сплавов к двойникованию оценивали, определяя минимальную нагрузку на индентор прибора твёрдости $P_{кр}$, при которой вокруг индентора образуются двойники. Величина обратная минимальной нагрузке ($1/P_{кр}$) характеризовала склонность сплавов к двойникованию.

Наличие двойников вокруг отпечатка твёрдости изучали методом оптической микроскопии.

Рассматриваемая методика основана на увеличении напряжения под пирамидальным индентором, который является концентратором напряжения, а также повышением склонности к двой-

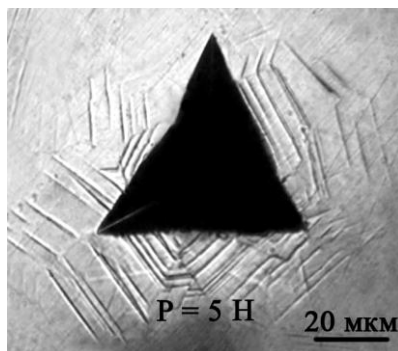


Рис. 7. Отпечаток твёрдости с деформационными двойниками в сплаве Cr-42 масс.% Mn; нагрузка $P = 5$ Н [14].⁷

никованию при увеличении скорости нагружения. Это обусловлено тем, что повышение скорости нагружения dP/dt сильнее увеличивает σ_S^C , чем σ_S^D . Поэтому существует некоторая критическая нагрузка $P_{кр}$, при достижении которой в пластическую деформацию включается процесс двойникования. При измерении твердости индентором Виккерса время нагружения обычно фиксировано и не зависит от максимальной нагрузки на индентор, которая может меняться от 1 г (микротвёрдость) до 100 кг (макротвёрдость), то есть скорость нагружения dP/dt при индентировании может изменяться на 5 порядков.

На рисунке 8 показана зависимость склонности к двойникованию $1/P_{кр}$ для сплавов на основе хрома (рис. 8, а) и влияние легирования рением на склонность к двойникованию Cr, Mo и W (рис. 8, б).

Было показано, что склонность к двойникованию $1/P_{кр}$ удовлетворительно коррелирует с изменением энергии дефекта упаковки сплавов: $1/P_{кр}$ возрастает при снижении энергии дефекта упаковки [1]. Известно также, что плотность состояний на поверхности Ферми $N(E_F)$ в ОЦК-металлах коррелирует с величиной энергии дефекта упаковки.

Для характеристики плотности состояний на поверхности Ферми $N(E_F)$ на рис. 9 приведено изменение электронной тепло-

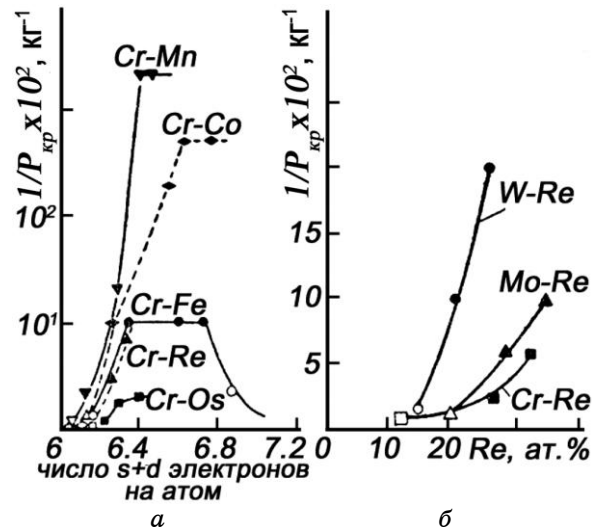


Рис. 8. Изменение склонности к двойникованию при легировании, характеризующееся величиной $1/P_{кр}$, (незаштрихованные символы соответствуют сплавам, в которых двойникование при максимальной нагрузке на индентор не наблюдалось): а — сплавы на основе Cr, б — Cr, Mo и W, легированные Re [11, 13].⁸

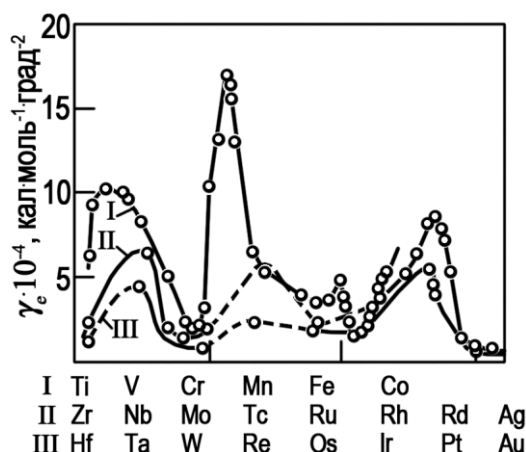


Рис. 9. Изменение удельной электронной теплоёмкости в сплавах переходных металлов [1, 14–17].⁹

ёмкости для переходных металлов I, II и III периодов Периодической системы элементов. Видно, что имеется некоторое соответствие между рис. 8 и 9. Склонность к двойникованию $1/P_{кр}$ минимальна для сплавов VIA группы (а именно, Cr, Mo, W) и повышается при легировании элементами, расположенными правее в Периодической системе элементов, то есть при увеличении числа $s + d$ -электронов на атом. Также ведёт себя и коэффициент электронной теплоёмкости.

4. ВЛИЯНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ И СНИЖЕНИЯ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ (γ) ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ НА «РЕНИЕВЫЙ ЭФФЕКТ» ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ ХРОМА, МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА

Известно, что в подавляющем количестве сплавов увеличение содержания легирующих элементов приводит к повышению предела текучести и одновременному снижению пластичности. Вместе с тем, легирование Cr, Mo и W рением в количестве до 35 ат.% приводит к одновременному повышению и прочности, и пластичности [1–4, 6]. Это уникальное явление представляет несомненный научный и практический интерес. Из рисунка 8, б видно, что при легировании хрома, молибдена и вольфрама рением повышается склонность к двойникованию. Действительно, в этих сплавах проявляется двойникование, которое можно рассматривать как процесс дополнительный к пластической деформации скольжением, повышающий пластичность. Так, на рисунке 10 показано, что если в процессе индентирования наблюдается

двойникование (рис. 10, б), то размер отпечатка твёрдости увеличивается по сравнению с отпечатком, при получении которого индентирование не привело к процессу двойникования (рис. 10, а). Рост отпечатка твёрдости свидетельствует о снижении твёрдости и повышении пластичности.

Известно, что в металлах VIA группы (Cr, Mo, W) наилучшим образом выполняются условие резонансной ковалентной связи [1, 3]. На кривой зависимости плотности состояний на поверхности Ферми $N(E_F)$ этим сплавам соответствует глубокий минимум (см. рис. 9). Такой характер электронного строения обеспечивает высокий уровень предела текучести, но одновременно проявляется ряд отрицательных свойств, главным из которых является резкий рост предела текучести при снижении температуры и явление хладноломкости. Те же особенности электронного строения этих металлов приводят к очень низкой растворимости ряда примесных элементов и их сегрегации на дефектных участках и на границах зёрен, что приводит к интеркристаллитной хрупкости. Энергия дефекта упаковки γ в этих металлах очень высокая, что делает маловероятным при комнатной температуре процесс двойникования.

В соответствии с современными представлениями склонность к деформационному двойникованию увеличивается при снижении энергии дефекта упаковки γ . Так, согласно полюсному механизму двойникования Коттрелла и Билби [19], движение двойникующей дислокации $a/6\langle 111 \rangle$ в плоскости $\{112\}$ ОЦК-решётки начинается при эффективном значении напряжения сдвига $\tau = \gamma/b$, где b — вектор Бюргерса дислокации.

Для работы механизма двойникования, предложенного Шлизи-виком [20], необходимо напряжение сдвига порядка $\gamma/3b$.

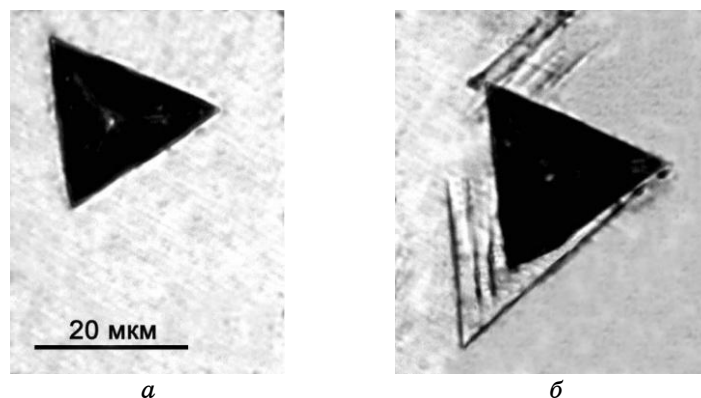


Рис. 10. Два отпечатка микротвёрдости, полученные при одинаковой нагрузке 5 Н, на сплаве Cr–35 ат.% Mn [18].¹⁰

Вместе с тем, высокое значение γ обеспечивает хорошую подвижность винтовых компонент полных дислокаций и их поперечное скольжение. При легировании рением хрома, молибдена и вольфрама (также, например, как при легировании хрома железом) γ снижается, что облегчает процесс двойникования. Однако снижение γ одновременно затрудняет движение винтовых дислокаций и их поперечное скольжение, что вызывает дополнительное упрочнение, которое можно характеризовать ростом предела текучести при 0 К — $\sigma_s(0)$. В работе [21] было показано, что температура хладноломкости T_x может быть оценена по уравнению

$$T_x \propto \sigma_s(0) - \text{const} \cdot G. \quad (6)$$

Из уравнения (6) видно, что для снижения T_x необходимо уменьшать $\sigma_s(0)$ и увеличивать модуль сдвига G . Поэтому для использования процесса двойникования, как полезного дополнительного механизма деформации, легирование металлов VIA-группы должно приводить к некоторому оптимальному снижению γ , которое обеспечивает дополнительный механизм деформации — двойникование, но не сильно затрудняет движение полных дислокаций, то есть не увеличивает $\sigma_s(0)$.

Именно такой случай наблюдается при легировании Cr, Mo и W рением. Одновременно при легировании Cr и Mo рением наблюдается рост модуля сдвига G , что также снижает T_x . На рисунке 11 сопоставлено изменение критического напряжения сдвига $\tau_{кр}(0)$, основных его составляющих, энергии дефекта упаковки γ и модуля сдвига G для сплавов Cr-Fe, у которых γ снижается слишком резко и легирование не повышает пластичность, и сплавов Mo-Re, где достигается оптимальное снижение γ , обеспечивающее развитие двойникования, но слабо влияющее на подвижность полных дислокаций, наблюдается рост модуля сдвига и повышение низкотемпературной пластичности.

В обоих случаях на первых стадиях легирования напряжение Пайерлса τ_p^0 снижается, а упрочнение $\tau_a(1/\gamma)$, обусловленное главным образом затруднением поперечного скольжения из-за снижения энергии дефектов упаковки, возрастает. Однако рост $\tau_a(1/\gamma)$ в системе Mo-Re, где γ снижается слабо, невелик, меньше, чем снижение τ_p^0 , и поэтому $\tau_{кр}(0) \approx \tau_p^0 + \tau_a(1/\gamma)$ уменьшается, начиная с первых стадий легирования. В системе Cr-Fe чрезвычайно резкое снижение энергии дефектов упаковки вызывает сильный рост $\tau_a(1/\gamma)$ и, вследствие этого, $\tau_{кр}(0)$ также увеличивается до того момента, пока энергия дефектов упаковки не начинает возрастать.

Развитие при низких температурах дополнительного механизма деформации — двойникования, сопровождающегося скольже-

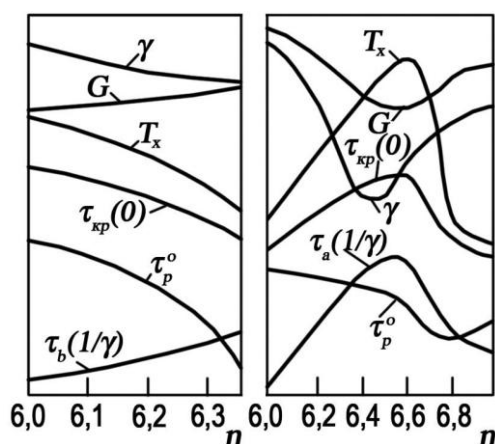


Рис. 11. Схематическое изображение изменения критического напряжения сдвига ($\tau_{кр}(0)$) и основных его составляющих (τ_p^o — термическая компонента напряжения сдвига при 0 К, $\tau_a(1/\gamma)$ — атермическая компонента напряжения сдвига), энергии дефектов упаковки (γ), модуля сдвига (G) и температуры хладноломкости (T_x) при легировании молибдена рением (а) и хрома железом (б) [3].¹¹

нием, достаточным для аккомодации двойников, несомненно, может быть дополнительным резервом низкотемпературной пластичности.

Именно такая ситуация, как следует из изложенного, наблюдается при легировании молибдена, хрома и вольфрама рением. В системе W–Re эффективность влияния рения на T_x ниже, чем в системе Mo–Re (см. рис. 12). В свете изложенных представлений это может быть связано с тем, что вследствие высокой температуры плавления вольфрама при легировании его рением модуль сдвига и сила межатомной связи уменьшаются в противоположность наблюдаемому в системе Mo–Re.

Когда двойник встречается с границей зерна, концентрация напряжений в его вершине может вызывать образование трещины, либо появление двойников в соседнем зерне уже с иной ориентацией, либо напряжения релаксируют за счёт интенсивной деформации скольжением. Именно такой случай релаксации напряжений, вызванных ударом двойника в границу зерна, за счёт скольжения полных дислокаций приведен на рис. 13. Естественно, что при таком сочетании двух механизмов деформации двойникование может обеспечить существенное повышение пластичности сплава.

Как следует из изложенного, в сплавах Mo–Re, Cr–Re и W–Re, в которых скольжение не затруднено, двойникование дает вклад

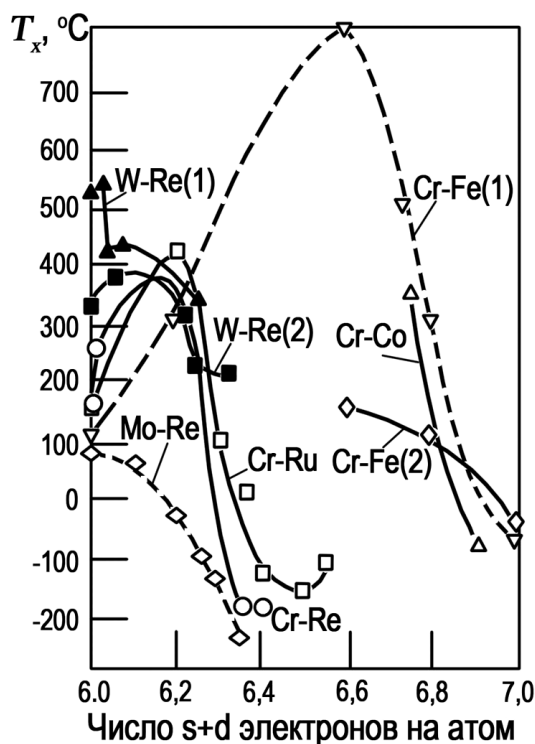


Рис. 12. Влияние легирующих элементов на температуру хладноломкости хрома, молибдена и вольфрама в системах: Mo-Re, W-Re (2) [22], Cr-Fe (1) [1], Cr-Fe (2) [23], W-Re (1) [24], Cr-Re, Cr-Ru и Cr-Co [23].¹²

в пластическую деформацию, тогда как в ряде других систем развитие двойникового охрупчивания сплава.

5. ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ДВОЙНИКУЮЩИХСЯ СПЛАВОВ ПРИ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Механические свойства сплавов системы Mo-Re при криогенных температурах (до 4,2 К) были изучены в [25]. Механические испытания на растяжение проводили на проволочных образцах диаметром 0,8 мм после деформации волочением. Влияние температуры на механические свойства сплавов представлено на рис. 14.

Из рисунка 14, а следует, что легирование молибдена рением снижает термическую компоненту напряжения течения и повышает атермическую компоненту.

Это соответствует теоретическим представлениям о влиянии рения на барьеры Пайерлса в ОЦК-металлах VIA-группы периодической системы элементов — легирование рением снижает высоту барьеров Пайерлса и увеличивает их ширину, что и приводит к снижению термической компоненты напряжения течения. В то же время, твёрдорастворное упрочнение атомами рения по-

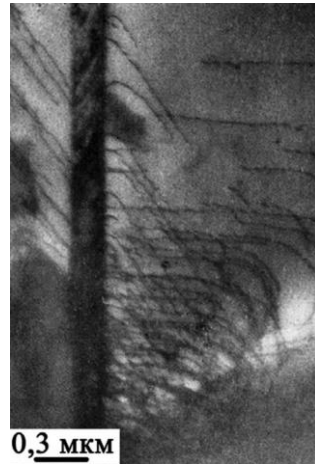


Рис. 13. Генерирование полных дислокаций в результате взаимодействий двойника с границей зерна в сплаве Cr-20 вес.% Fe; $t_{\text{деф}} = 20^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 4\%$ [1].¹³

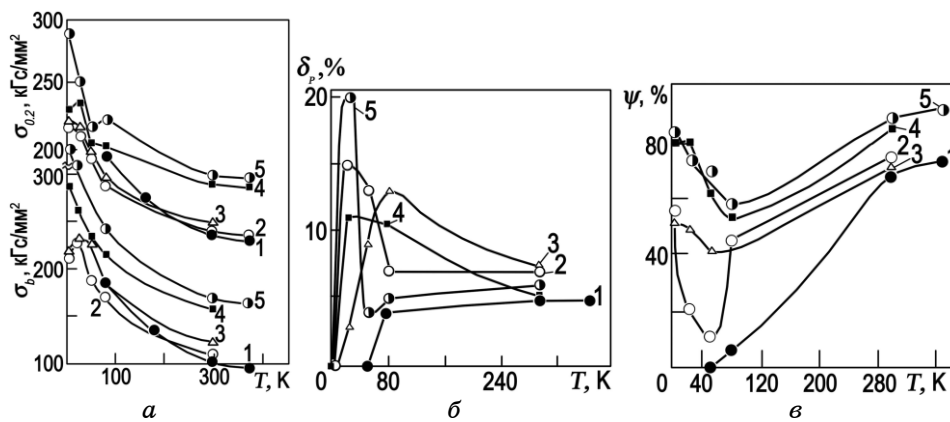


Рис. 14. Влияние температуры испытания на прочностные характеристики $\sigma_{0,2}$ и σ_b (а), удлинение до разрушения δ_p (б) и поперечное сужение до разрушения ψ (в) сплавов системы Mo-Re: 1 — Mo; 2 — Mo-10 масс.% Re; 3 — Mo-20 масс.% Re; 4 — Mo-33 масс.% Re; 5 — Mo-45 масс.% Re [25].¹⁴

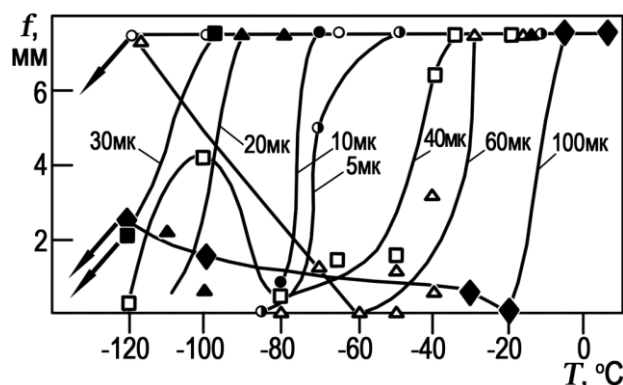


Рис. 15. Зависимость стрелы прогиба f до разрушения от температуры испытания в сплаве Cr–50 вес.% Fe с различным размером зерна ($f = 0$ при -196°C) [26].¹⁵

вышает атермическую компоненту напряжения течения.

На кривых зависимости $\sigma_{0,2}(T)$ и $\sigma_b(T)$ для сплавов Mo–Re ниже 100 К наблюдаются аномалии, которые вероятнее всего обусловлены низкотемпературным деформационным двойникованием. С таким объяснением аномалий коррелирует и наблюдавшийся прерывистый характер пластического течения сплавов. В том же температурном интервале наблюдается рост пластичности δ . Хотя значение δ не превышает 2%, наблюдается довольно высокое значение ψ — до 80% при 4,2 К.

Формирование низкотемпературного интервала с повышенной за счёт двойникования пластичностью было также обнаружено в сплаве Cr–50% Fe.

Из рисунка 15 следует, что пластичность сплава Cr–50% Fe, измеряемая стрелой прогиба до разрушения при изгибе, увеличивается при снижении температуры в крупнокристаллическом материале (размер зерна $d = 40$ мкм, $d = 60$ мкм и $d = 100$ мкм) за счёт развития двойникования. Для сплавов с более мелким зерном такая аномалия отсутствует.

6. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ СИЛЬНОДВОЙНИКУЮЩИХСЯ СПЛАВОВ Cr–Mn МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

В работе [18] метод индентирования с применением серии трёхгранных пирамидальных инденторов с различными углами при вершине [27, 28] был применён для исследования механизма пластической деформации в сильнодвойникующихся сплавах с ОЦК-решёткой системы Cr–Mn. При стандартных механических

испытаниях эти сплавы разрушаются хрупко и особенности пластической деформации этих сплавов стандартными методами изучить невозможно.

На рисунке 16 приведены кривые деформации сплавов хрома, в том числе сильнодвойникующиеся сплавы Cr-42% Mn и Cr-50% Mn, полученные методом индентирования пирамидальными инденторами с различными углами при вершине. Кривые приведены в логарифмических координатах, что позволяет определить коэффициент деформационного упрочнения N и показатель деформационного упрочнения n в соотношении:

$$\sigma_s = \sigma_0 + N \varepsilon_p^n. \quad (7)$$

Как следует из рис. 16, в сильнодвойникующихся сплавах системы Cr-Mn, в отличие от сплава Cr-0,3% Y, деформация проходит в две стадии, что приводит к перегибу на деформационных

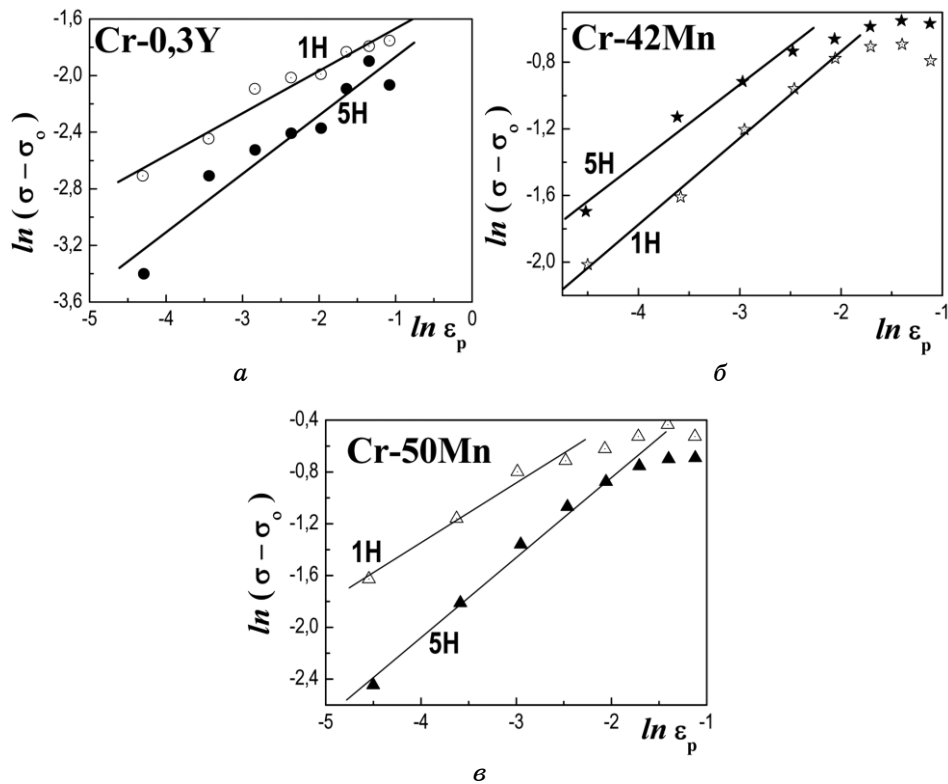


Рис. 16. Зависимость разности между напряжением течения и пределом пропорциональности $(\sigma - \sigma_0)$ от пластической деформации ε_p для сплавов хрома при двух нагрузках на индентор (1 Н и 5 Н) [18].¹⁶

кривых рис. 16. При этом на первой стадии показатель деформационного упрочнения $n \approx 0,5$, что можно рассматривать как свидетельство большой роли скольжения на этой стадии деформации. На второй стадии деформации двойникование замедляется вследствие уменьшения эффективного размера зерна и деформационное упрочнение замедляется.

В работе [18] определяли также число двойников вокруг отпечатков твердости. Для этого вокруг трёхгранного отпечатка описывали подобный треугольник так, чтобы сторона описанного треугольника отстояла от соответствующей стороны треугольного отпечатка на 10 мкм.

Определяли и число двойниковых пластин внутри описанного треугольника и их зависимость от степени деформации (угла при вершине индентора) при индентировании (рис. 17 и 18) [18]. Установлено, что число двойников резко увеличивается, а расстояние между двойниковыми пластинами уменьшается при увеличении степени деформации (уменьшении γ). При этом в наиболее сильно двойникующемся сплаве Cr-42% Mn число двойников в 3–5 раз больше, а расстояние между двойниковыми пластинами примерно в 5 раз меньше, чем в сплаве Cr-50% Mn. При увеличении степени деформации выше 10% количество двойников увеличивается слабо.

При деформации скольжением твёрдость по Виккерсу, как правило, снижается при увеличении нагрузки на индентор.

Двойникование существенно отличается от скольжения тем,

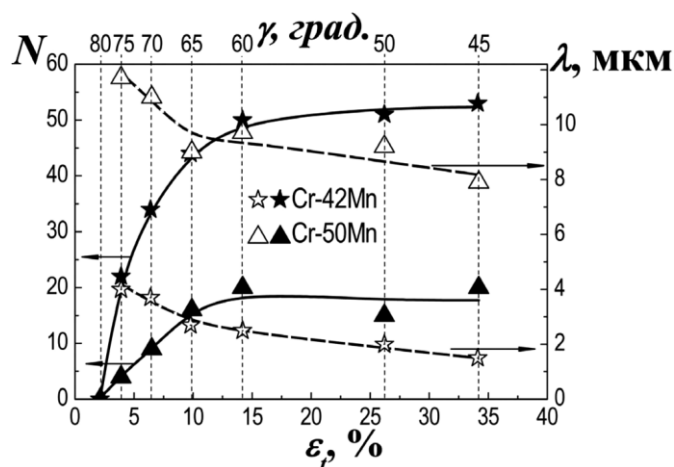


Рис. 17. Среднее количество двойников (N) и расстояние между ними (λ) вокруг отпечатка твёрдости в зависимости от угла при вершине индентора γ и степени деформации при индентировании ϵ . Нагрузка на индентор $P = 5$ Н [18].¹⁷

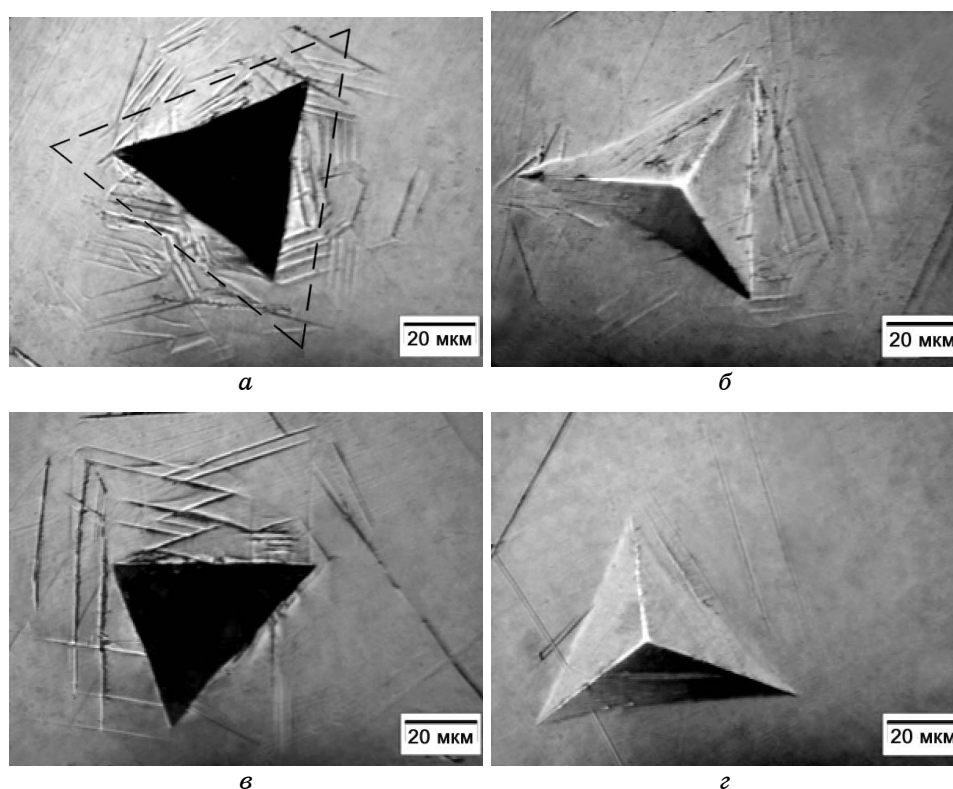


Рис. 18. Отпечатки микротвёрдости при нагрузке $P = 5$ Н для сплавов Cr-42% Mn (*а, б*) и Cr-50% Mn (*в, г*). Угол при вершине индентора 45° (*а, в*) и 75° (*б, г*). Описанный треугольник для расчёта количества двойников показан пунктирной линией [18].¹⁸

что оно приводит к появлению большеугловых границ, которыми являются границы двойниковых прослоек.

Так, в сильнодвойникующемся сплаве Cr-42% Mn большая плотность двойниковых прослоек ограничивает длину плоскости скольжения и, в соответствии с уравнением Холла-Петча, увеличивает предел текучести и твёрдость. Поскольку с ростом нагрузки на индентор P склонность к двойникованию повышается, то, следовательно, снижается расстояние между двойниковыми пластинами, уменьшается эффективный размер зерна, а твёрдость увеличивается.

В результате наблюдается аномальная масштабная зависимость твёрдости (аномальный масштабный эффект зависимости твердости от нагрузки [29]) — твёрдость возрастает с увеличением нагрузки на индентор (рис. 19).

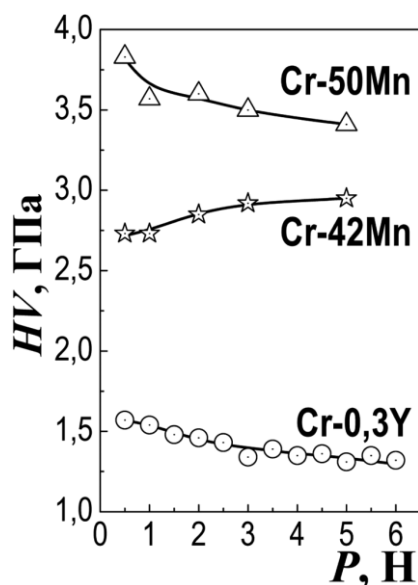


Рис. 19. Зависимость микротвёрдости от нагрузки на индентор Виккерса для изученных сплавов [18].¹⁹

7. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe–Si

Влияние добавок кремния в железо приводит к существенному облегчению двойникования и изменению механического поведения. Сплавы Fe–Si широко используются для установления закономерностей двойникования в ОЦК-металлах (работы [30–34] и другие). Это обусловлено тем, что в этих сплавах двойникование наблюдается в широком интервале условий эксперимента (температура, скорость деформации, структурное состояние сплава). Значительная часть особенностей двойникования, описанных в разд. 2, основана на изучении механизма деформации сплавов системы Fe–Si. Диаграмма фазового равновесия системы Fe–Si со стороны Fe представлена на рис. 20 [32].

Из диаграммы следует, что при концентрации Si < 10 ат.% в сплавах упорядочение отсутствует и в этих сплавах пластическая деформация двойникованием интенсивно развивается в связи со сравнительно низким значением энергии дефекта упаковки, которая уменьшается при увеличении содержания кремния. В сплавах с концентрацией кремния выше 10 ат.% наблюдается образование дальнего порядка и деформационное двойникование отсутствует.

На рисунке 21 показано, что снижение температуры и повы-

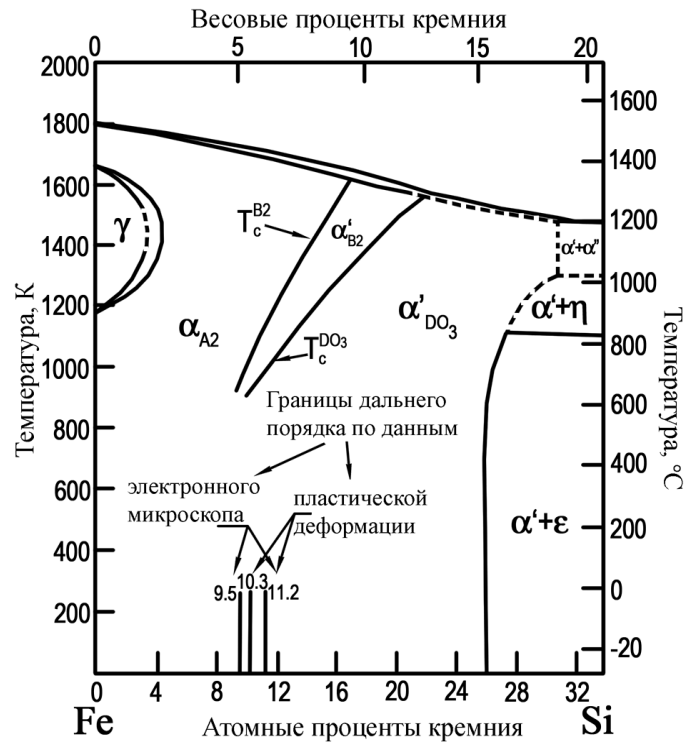


Рис. 20. Часть фазовой диаграммы Fe-Si со стороны железа [32].²⁰

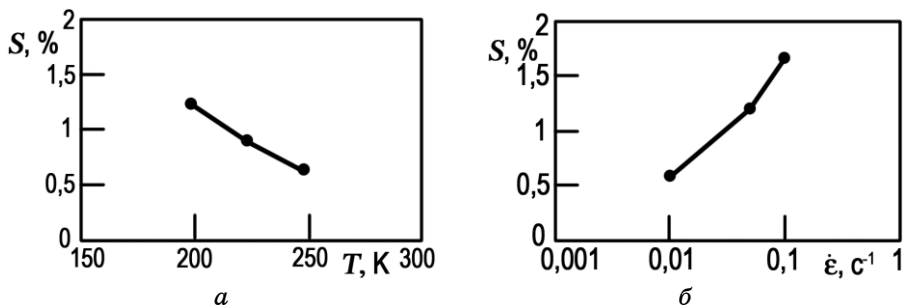


Рис. 21. Процент занятой двойниками площади S в зависимости от температуры T (а) и скорости деформации $\dot{\epsilon}$ (б) [31].²¹

шение скорости деформации приводит к увеличению склонности к двойникованию в сплаве Fe-5% Si, что проявляется в увеличении площади занятой двойниками на разрушенной при механических испытаниях поверхности.

На рисунке 22 показано, что ширина двойниковых прослоек в

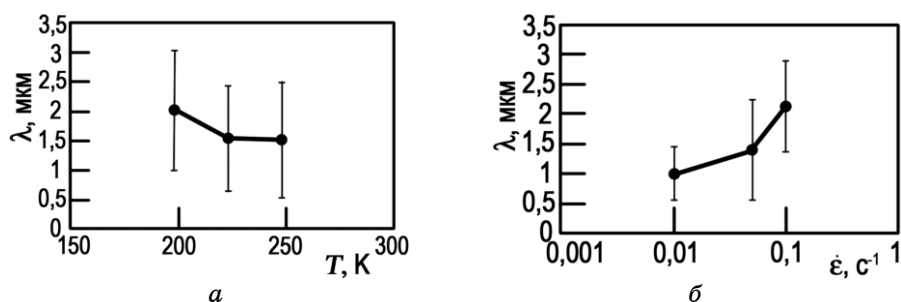


Рис. 22. Средняя ширина деформационного двойника λ в зависимости от температуры T (а) и скорости деформации $\dot{\epsilon}$ (б) [31].²²

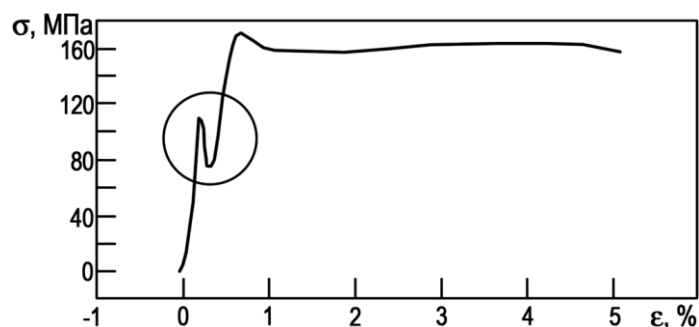


Рис. 23. Диаграмма нагружения сплава Fe-Si при температуре 290 К и скорости деформирования $\dot{\epsilon} = 0,03 \text{ с}^{-1}$. Кругом выделено место возникновения двойника [30].²³

этом сплаве увеличивается при снижении температуры и увеличении скорости деформации.

При механических испытаниях двойникующихся сплавов авторы настоящего обзора, также как и авторы работы [30] наблюдали характерные звуковые сигналы (так называемый, «треск при двойниковании»), обусловленный ударом двойника, который распространяется со скоростью близкой к скорости звука, в границу зерна. На диаграмме нагружения при этом нередко наблюдается спад напряжения, однако этот спад не обязательно сопровождается разрушением образца, поскольку возникающие напряжения могут быть релаксированы, как это показано, например, на рис. 13. На рисунке 23 приведена диаграмма нагружения, на которой наблюдается спад напряжения при образовании двойника, а разрушение при этом отсутствует.

В работе [31] на примере сплава Fe-Si обоснованы дислокационные представления о механизме двойникования в сплавах с ОЦК-решёткой. Известно, что формирование деформационных

двойников происходит благодаря частичным дислокациям. Частичная дислокация $a/6\langle 111 \rangle$ образуется при расщеплении дислокации $a/2\langle 111 \rangle$ согласно реакции диссоциации:

$$\frac{a}{2}[111] \rightarrow \frac{a}{3}[112] + \frac{a}{6}[11\bar{1}]. \quad (8)$$

Образующиеся дислокации $a/2\langle 111 \rangle$ отталкиваются от границы двойника и движутся вовнутрь зерна, оставляя частичную дислокацию $a/3\langle 111 \rangle$ на границе двойника.

Возле барьера происходит накопление дислокаций $a/6\langle 111 \rangle$ и возникает дислокационное нагромождение с высокой энергией. Сброс концентрации энергии происходит посредством следующей реакции:

$$\frac{a}{6}[11\bar{1}] \rightarrow -\frac{a}{3}[11\bar{1}] + \frac{a}{2}[11\bar{1}]. \quad (9)$$

Стрелками на рис. 24 показано смещение частичных дислокаций $a/3\langle 111 \rangle$, которое обеспечивает механизм распространения деформационного двойникования в продольном направлении под действием напряжения сдвига, вызванного внешними напряжениями.

В то же время частичная двойникующая дислокация $a/6\langle 111 \rangle$ вращается вокруг полюсной дислокации $a/3\langle 112 \rangle$, что приводит к росту деформационного двойника по ширине как показано на рис. 24, в. При этом распространение деформационного двойника происходит при движении частичной дислокации $a/3\langle 111 \rangle$.

Изложенные дислокационные представления подтверждены в

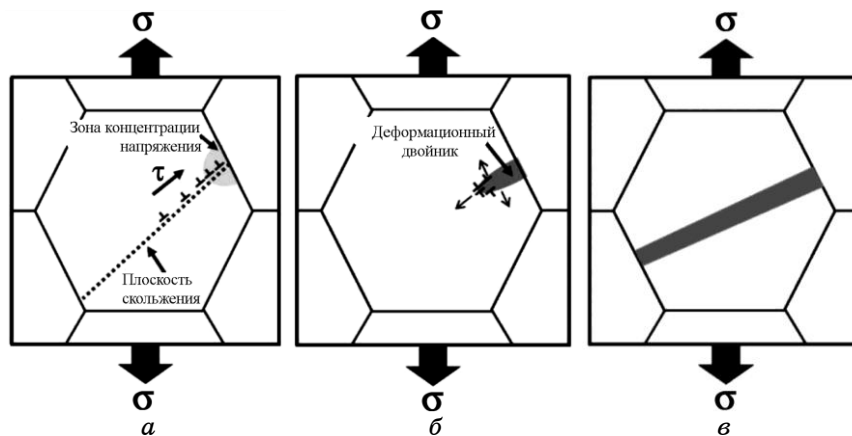


Рис. 24. Схематическая иллюстрация поведения двойникования при деформации [31].²⁴

[31] анализом соотношения скорости дислокаций со скоростью двойников и влиянием на эти обе величины температуры и скорости деформации.

В последние годы процесс двойникования используется для повышения механических свойств сталей, содержащих кремний. В качестве примера рассмотрим работу [34], в которой изучена эволюция микроструктуры и механических свойств стали Fe–0,07 C–3,1 Si–1,8 Al со средним значением энергии дефекта упаковки $\gamma = 15\text{--}20$ мДж/м². Показано, что пластичность, обусловленная фазовым превращением и пластичность, обусловленная двойникованием, сосуществуют при динамической деформации этой стали. В этой стали аустенит переходит в стабильный мартенсит через промежуточную ε -фазу: $\gamma \rightarrow \varepsilon$ и $\varepsilon \rightarrow \alpha'$. Формирование де-

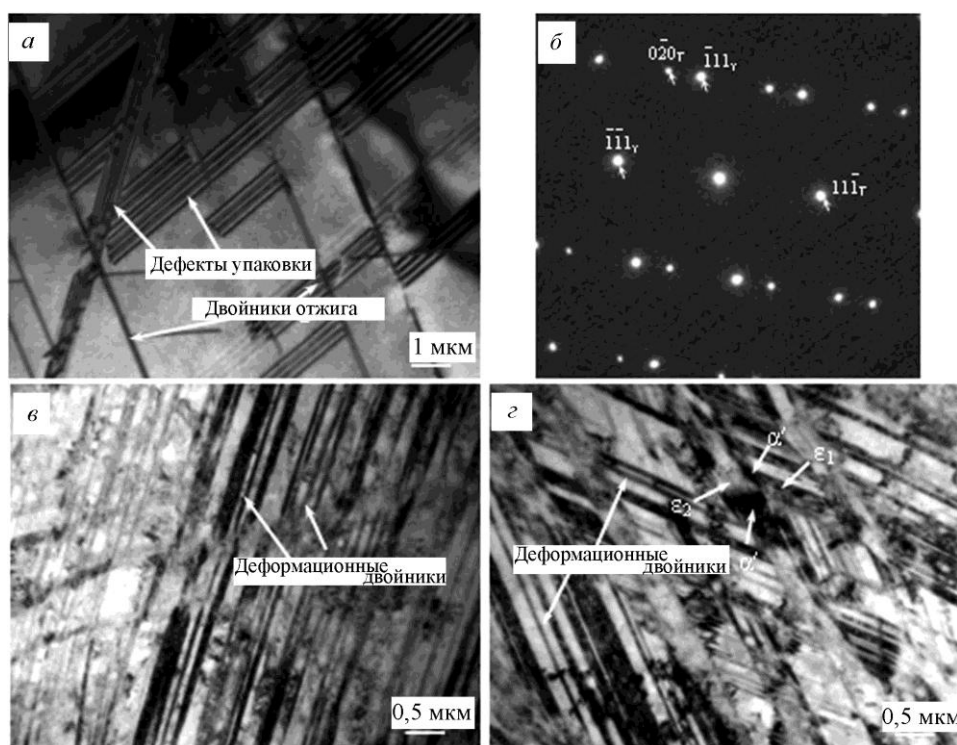


Рис. 25. ТЕМ-исследования образцов до и после деформации при её различных скоростях, где на (а) и (б) изображены дефекты упаковки, двойники отжига и соответствующая дифракционная картина до деформации, на (в) — набор деформационных двойников при $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ с}^{-1}$, на (г) — пересечение нескольких наборов деформационных двойников и образование α' -мартенсита при $\dot{\varepsilon} = 10^3 \text{ с}^{-1}$ [34].²⁵

фектов упаковки в аустените и двойников показано на рис. 25. В работе [34] найдена оптимальная скорость динамической деформации, при которой одновременное протекание двойникования и фазового перехода обеспечивают сочетание в сплаве высокой прочности $\sigma_b = 913$ МПа с высокой пластичностью $\delta = 75\%$.

Приведенные результаты показывают, что двойникование в ОЦК-металлах может приводить как к резкому охрупчиванию (сплавы систем Cr–Mn и Cr–Fe), так и к повышению низкотемпературной пластичности, обеспечивая усиление «рениевого эффекта» повышения пластичности Cr, Mo и W при легировании рением. Двойникование в сталях, содержащих кремний, может приводить к одновременному повышению прочности и пластичности. Формирование за счёт двойникования низкотемпературных интервалов с повышенной пластичностью может обеспечить применение ряда высокопрочных ОЦК-металлов при криогенных температурах. Отметим ещё, что приведённые результаты показывают, что методики индентирования могут быть успешно использованы для определения склонности сплавов к двойникованию и для изучения механизма деформации и механических свойств двойникующихся сплавов.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов, *Физические основы прочности тугоплавких металлов* (Киев: Наукова думка: 1975).
2. Е. М. Савицкий, Г. С. Бурханов, *Металловедение тугоплавких металлов и сплавов* (Москва: Наука: 1967).
3. Yu. V. Milman and G. G. Kurdyumova, *Proc. of Int. Symp. 'Rhenium and Rhenium Alloys' (February 9–13, 1997)* (Ed. B. D. Bryskin) (Orlando, Florida, USA: 1997).
4. *Proc. of Technical Conf. 'Refractory Metals and Alloys'* (Eds. M. Semchyshen and I. Perlmutter) (Chicago, Illinois: Intersciens Publishers: 1962).
5. В. Ф. Моисеев, *Изучение деформации двойникованием в поликристаллических переходных металлах с ОЦК-решёткой* (Диссер. ... канд. физ.-мат. наук) (Киев: ИМФ АН УССР: 1967).
6. C. N. Reid, G. T. Hahn, and A. Gilbert, *Deformation Twinning* (Eds. R. E. Reed Hill, J. P. Hirth, and H. C. Rogers) (New York: Gordon and Breach: 1965).
7. Р. И. Гарбер, Ж. И. Дранова, И. М. Михайловский, *Физика твёрдого тела*, **10**, № 4: 1012 (1968).
8. V. F. Moiseev and V. I. Trefilov, *Phys. Status Solidi*, **18**: 881 (1966).
9. C. N. Reid and A. Gilbert, *J. Less-Common Met.*, **10**, No. 2: 77 (1966).
10. Ю. В. Мильман, А. П. Рачек, В. И. Трефилов, *Вопросы физики металлов и металловедения*, № 20: 3 (1964).
11. С. Н. Каверина, Г. Г. Курдюмова, Ю. В. Мильман, В. И. Трефилов, *Структура и свойства жаропрочных металлических материалов* (Москва: Наука: 1970).

12. Ю. В. Мильман, А. П. Рачек, В. И. Трефилов, А. А. Удовенко, С. А. Фирстов, В. В. Яремчук, *Механизм пластической деформации металлов* (Киев: Наукова думка: 1965).
13. Г. Г. Курдюмова, Ю. В. Мильман, В. И. Трефилов, С. А. Фирстов, *Металлофизика*, № 21: 24 (1969).
14. *Электронная структура переходных металлов и химия их сплавов* (Ред. Я. С. Уманский, Р. А. Сурис) (Москва: Металлургия: 1966).
15. С. Н. Cheng, K. P. Gupta, E. C. Reuth, and P. A. van Beck, *Phys. Rev.*, **126**, No. 6: 2030 (1962).
16. С. Н. Cheng, C. T. Wei, and P. A. Beck, *Phys. Rev.*, **120**, No. 2: 426 (1960).
17. В. И. Трефилов, С. А. Фирстов, *Металлофизика*, № 35: 11 (1971).
18. Ю. В. Мильман, Г. Г. Курдюмова, И. В. Гончарова, *Деформация и разрушение материалов*, **12**: 31 (2005).
19. A. H. Cottrell and B. A. Bilby, *Philos. Mag.*, **42**, No. 329: 573 (1951).
20. A. W. Sleeswyk, *Philos. Mag.*, **8**, No. 93: 1467 (1963).
21. Г. Г. Курдюмова, Ю. В. Мильман, В. И. Трефилов, *Сборник трудов IX симпозиума «Электронное строение и физико-химические свойства тугоплавких соединений и сплавов»* (Киев: Наукова думка: 1980).
22. Р. Джаффи, Д. Дж. Мейкат, Р. У. Дуглас, *Рений и тугоплавкие металлы платиновой группы* (Москва: Издательство иностранной литературы: 1963) (пер. с англ.).
23. J. R. Stephens and W. D. Klopp, *Trans. Met. Soc. AIME*, **236**: 1637 (1966).
24. L. Brewer, *Electronic Structure and Alloy Chemistry of the Transition Elements* (Ed. P. A. Beck) (New York: Interscience: 1963).
25. Г. Г. Курдюмова, Ю. В. Мильман, В. А. Москаленко, В. И. Старцев, В. И. Трефилов, *Физико-химические свойства сплавов рения* (Москва: Наука: 1979).
26. Г. Г. Курдюмова, Ю. В. Мильман, *Физика хрупкого разрушения* (Киев: ИПМ АН УССР: 1976).
27. Yu. V. Milman, I. V. Gridneva, and A. A. Golubenko, *Science of Sintering*, **39**: 67 (2007).
28. A. N. Slipenyuk, Yu. V. Milman, S. N. Dub, and H. A. Makarenko, *Mater. Sci. Forum*, **426–432**: 4513 (2003).
29. Yu. V. Milman, A. A. Golubenko, and S. N. Dub, *Acta Mater.*, **59**: 7480 (2011).
30. А. М. Кириллов, С. Н. Плужников, Т. Н. Плужникова, Е. В. Зингер, В. А. Федоров, *Вестник ТГУ*, **15**, № 3: 937 (2010).
31. T. Mizuguchi, K. Ikeda, and N. Karasawa, *ISIJ Inter.*, **55**, No. 7: 1496 (2015).
32. G. E. Lakso and M. J. Marcinkowski, *Metall. Trans.*, **5**, No. 4: 839 (1974).
33. T. Mizuguchi, K. Ikeda, N. Karasawa, and Y. Tanaka, *Mater. Sci. Forum*, **783–786**: 910 (2014).
34. Z. Y. Tang, R. D. K. Misra, M. Ma, N. Zan, Z. Q. Wu, and H. Ding, *Mater. Sci. Eng. A*, **624**: 186 (2015).

REFERENCES

1. V. I. Trefilov, Yu. V. Milman, and S. A. Firstov, *Fizicheskie Osnovy*

- Prochnosti Tugoplavkikh Metallov* [Physical Basis of Strength of Refractory Metals] (Kiev: Naukova Dumka: 1975) (in Russian).
2. E. M. Savitskiy and G. S. Burkhanov, *Metallovedenie Tugoplavkikh Metallov i Splavov* [Metallurgy of Refractory Metals and Alloys] (Moscow: Nauka: 1967) (in Russian).
 3. Yu. V. Milman and G. G. Kurdyumova, *Proc. of Int. Symp. 'Rhenium and Rhenium Alloys' (February 9–13, 1997)* (Ed. B. D. Bryskin) (Orlando, Florida, USA: 1997).
 4. *Proc. of Technical Conf. 'Refractory Metals and Alloys'* (Eds. M. Semchyshen and I. Perlmutter) (Chicago, Illinois: Intersciens Publishers: 1962).
 5. V. F. Moiseev, *Izuchenie Deformatsii Dvoynikovaniem v Polikristallicheskikh Perekhodnykh Metallakh s OTsK-Reshyotkoy* [Study of Deformation with Twinning in Polycrystalline Transition Metals with a B.C.C. Lattice] (Dissertation for Cand. Phys.-Math. Sci.) (Kiev: AN Ukr. SSR: 1967) (in Russian).
 6. C. N. Reid, G. T. Hahn, and A. Gilbert, *Deformation Twinning* (Eds. R. E. Reed Hill, J. P. Hirth, and H. C. Rogers) (New York: Gordon and Breach: 1965).
 7. R. I. Garber, Zh. I. Dranova, and I. M. Mikhailovskiy, *Fizika Tverdogo Tela*, **10**, No. 4: 1012 (1968) (in Russian).
 8. V. F. Moiseev and V. I. Trefilov, *Phys. Status Solidi*, **18**: 881 (1966).
 9. C. N. Reid and A. Gilbert, *J. Less-Common Met.*, **10**, No. 2: 77 (1966).
 10. Yu. V. Milman, A. P. Rachek, and V. I. Trefilov, *Voprosy Fiziki Metallov i Metallovedeniya*, No. 20: 3 (1964) (in Russian).
 11. S. N. Kaverina, G. G. Kurdyumova, Yu. V. Milman, and V. I. Trefilov, *Struktura i Svoistva Zharoprochnykh Metallicheskikh Materialov* [Structure and Properties of Heat-Resistant Metallic Materials] (Moscow: Nauka: 1970) (in Russian).
 12. Yu. V. Milman, A. P. Rachek, V. I. Trefilov, A. A. Udovenko, S. A. Firstov, and V. V. Yaremchuk, *Mekhanizm Plasticheskoy Deformatsii Metallov* [Mechanism of Plastic Deformation of Metals] (Kiev: Naukova Dumka: 1965) (in Russian).
 13. G. G. Kurdyumova, Yu. V. Milman, V. I. Trefilov, and S. A. Firstov, *Metallofizika*, No. 21: 24 (1969) (in Russian).
 14. *Ehlektronnaya Struktura Perekhodnykh Metallov i Khimiya Ikh Splavov* [Electronic Structure of Transition Metals and Chemistry of Their Alloys] (Eds. Ya. S. Umanskiy and R. A. Suris) (Moscow: Metallurgiya: 1966) (in Russian).
 15. C. H. Cheng, K. P. Gupta, E. C. Reuth, and P. A. van Beck, *Phys. Rev.*, **126**, No. 6: 2030 (1962).
 16. C. H. Cheng, C. T. Wei, and P. A. Beck, *Phys. Rev.*, **120**, No. 2: 426 (1960).
 17. V. I. Trefilov and S. A. Firstov, *Metallofizika*, No. 35: 11 (1971) (in Russian).
 18. Yu. V. Milman, G. G. Kurdyumova, and I. V. Goncharova, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov* [Deformation and Fracture of Materials], **12**: 31 (2005) (in Russian).
 19. A. H. Cottrell and B. A. Bilby, *Philos. Mag.*, **42**, No. 329: 573 (1951).
 20. A. W. Sleeswyk, *Philos. Mag.*, **8**, No. 93: 1467 (1963).
 21. G. G. Kurdyumova, Yu. V. Milman, and V. I. Trefilov, *Proc. of IX Symp. 'Ehlektronnoye Stroenie i Fiziko-Khimicheskie Svoistva Tugoplavkikh*

- Soedineniy i Splavov'* [Electronic Structure and Physico-Chemical Properties of Refractory Compounds and Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1980) (in Russian).
22. R. I. Jaffee, D. J. Maykuth, and R. W. Douglass, *Reniy i Tugoplavkie Metally Platinovoy Gruppy* [Rhenium and Refractory Metals of the Platinum Group] (Moscow: Izdatelstvo Inostrannoy Literatury: 1963) (Russian translation).
 23. J. R. Stephens and W. D. Klopp, *Trans. Met. Soc. AIME*, **236**: 1637 (1966).
 24. L. Brewer, *Electronic Structure and Alloy Chemistry of the Transition Elements* (Ed. P. A. Beck) (New York: Interscience: 1963).
 25. G. G. Kurdyumova, Yu. V. Milman, V. A. Moskalenko, V. I. Startsev, and V. I. Trefilov, *Fiziko-Khimicheskie Svoistva Splavov Reniya* [Physico-Chemical Properties of Rhenium Alloys] (Moscow: Nauka: 1979) (in Russian).
 26. G. G. Kurdyumova and Yu. V. Milman, *Fizika Khrupkogo Razrusheniya* [The Physics of Brittle Fracture] (Kiev: Institute for Problems in Materials Science, AS Ukr. SSR: 1976) (in Russian).
 27. Yu. V. Milman, I. V. Gridneva, and A. A. Golubenko, *Science of Sintering*, **39**: 67 (2007).
 28. A. N. Slipenyuk, Yu. V. Milman, S. N. Dub, and H. A. Makarenko, *Mater. Sci. Forum*, **426–432**: 4513 (2003).
 29. Yu. V. Milman, A. A. Golubenko, and S. N. Dub, *Acta Mater.*, **59**: 7480 (2011).
 30. A. M. Kirillov, S. N. Pluzhnikov, T. N. Pluzhnikova, E. V. Zinger, and V. A. Fedorov, *Vestnik TGU*, **15**, No. 3: 937 (2010) (in Russian).
 31. T. Mizuguchi, K. Ikeda, and N. Karasawa, *ISIJ Inter.*, **55**, No. 7: 1496 (2015).
 32. G. E. Lakso and M. J. Marcinkowski, *Metall. Trans.*, **5**, No. 4: 839 (1974).
 33. T. Mizuguchi, K. Ikeda, N. Karasawa, and Y. Tanaka, *Mater. Sci. Forum*, **783–786**: 910 (2014).
 34. Z. Y. Tang, R. D. K. Misra, M. Ma, N. Zan, Z. Q. Wu, and H. Ding, *Mater. Sci. Eng. A*, **624**: 186 (2015).

^{*}*I. M. Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine, 3 Krzhyzhanovs'ky Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

¹ Fig. 1. Structure of the Cr–20 wt.% Fe alloy after the draft strain, where $t_{\text{деф}} = 20^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 18\%$ [1].

² Fig. 2. Scheme of the dependence of flow stress on the grain size.

³ Fig. 3. The temperature dependence of the parameter K_y during plastic deformation by dislocation glide (1) and twinning (2) in an armco iron alloy (0.06% of C, 0.007% of N) [1].

⁴ Fig. 4. Scheme of the temperature dependence σ_s^C and σ_s^T .

⁵ Fig. 5. The temperature dependence of microhardness of Cr–Fe alloys: 1—chromium unalloyed, 2—Cr–1.2 at.% Fe, 3—Cr–9.4 at.% Fe, 4—Cr–17.9 at.% Fe, 5—Cr–29.5 at.% Fe, 6—Cr–37.3 at.% Fe, 7—Cr–43.2 at.% Fe, 8—Cr–53.2 at.% Fe [10].

⁶ Fig. 6. The temperature dependence of microhardness of Mo–Re system alloys: 1—Mo, 2—Mo–18 at.% Re, 3—Mo–33 at.% Re, 4—Mo–51 at.% Re, 5—Mo–43

at.% Re [11].

⁷ Fig. 7. The hardness print with deformation twins in the Cr-42 mass.% Mn alloy; the load $P = 5$ N [14].

⁸ Fig. 8. Change of tendency to twinning under alloying characterized by a value of $1/P_{кр}$ (unblackened symbols correspond to alloys, in which twinning at the maximum load on the indenter was not found), α —Cr-based alloys, β —Re-doped Cr, Mo, and W [11, 13].

⁹ Fig. 9. Change in the specific electronic heat for alloys of transition metals [1, 14–17].

¹⁰ Fig. 10. Two microhardness prints obtained at the same load of 5 N on the Cr-35 at.% Mn alloy [18].

¹¹ Fig. 11. The schematic representation of the change in the critical shear stress ($\tau_{кр}(0)$ and its components (τ_p^0 is the thermal component of the shear stress at 0 K, $\tau_a(1/\gamma)$ is the athermal component of the shear stress), stacking fault energy (γ), shear modulus (G) and cold-brittle temperature (T_x) for alloying molybdenum with rhenium (α) and chromium by iron (β) [3].

¹² Fig. 12. Influence of alloying elements on the ductile–brittle transition temperature of chromium, molybdenum, and tungsten in the systems: Mo–Re, W–Re (2) [22], Cr–Fe (1) [1], Cr–Fe (2) [23], W–Re (1) [24], Cr–Re, Cr–Ru, and Cr–Co [23].

¹³ Fig. 13. Generation of complete dislocations as a result of the interaction of the twin with the grain boundary in the Cr-20 wt.% Fe alloy; $t_{деф} = 20^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 4\%$ [1].

¹⁴ Fig. 14. Influence of the test temperature on the strength characteristics $\sigma_{0.2}$ and σ_b (a), elongation to fracture δ_p (b), and the transverse narrowing before the fracture ψ (c) of the Mo–Re system alloys: 1—Mo; 2—Mo-10 wt.% Re; 3—Mo-20 wt.% Re; 4—Mo-33 wt.% Re; 5—Mo-45 wt.% Re [25].

¹⁵ Fig. 15. Dependence of the bending deflection, f , before fracture on the temperature of the Cr-50 wt.% Fe alloy with different grain size ($f = 0$ at -196°C) [26].

¹⁶ Fig. 16. Dependence of the difference between the flow stress and the proportional limit ($\sigma - \sigma_0$) on the plastic deformation ε_p for chromium alloys at two loads on the indenter (1 N and 5 N) [18].

¹⁷ Fig. 17. Dependence of the average number of twins (N) and the distance between them (λ) around the hardness print from the angle at the apex of the indenter (γ) and the degree of deformation during indentation ε_t . The load on the indenter $P = 5$ N [18].

¹⁸ Fig. 18. Prints of microhardness at a load $P = 5$ N for Cr-42% Mn (a , b) and Cr-50% Mn (c , d) alloys. The angle at the apex of the indenter is 45° (a , c) and 75° (b , d). The circumscribed triangle for calculating the number of twins is shown by the dashed line [18].

¹⁹ Fig. 19. Dependence of the microhardness on the load on the Vickers indenter for the studied alloys [18].

²⁰ Fig. 20. Iron-rich part of the Fe–Si phase diagram [32].

²¹ Fig. 21. The area fraction occupied by the deformation twins, S , as a function of the temperature, T (a) and the strain rate, $\dot{\varepsilon}$ (b) [31].

²² Fig. 22. An average width of deformation twin λ as a function of temperature T (a) and strain rate $\dot{\varepsilon}$ (b) [31].

²³ Fig. 23. The stress–strain diagram of loading for Fe–Si alloy at the temperature of 290 K and deformation rate $\dot{\varepsilon} = 0.03$ s⁻¹. The circle identifies the place, where the twin appears [30].

²⁴ Fig. 24. The schematic illustration of deformation twinning behaviour [31].

²⁵ Fig. 25. Bright-field TEM images of the samples prior to and after deformation

with different strain rates, where (a) and (б) show stacking faults, annealing twins and corresponding (to selected area) diffraction pattern (SADP) before the deformation, (в) set of deformation twins at $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$, (г) intersection of several sets of deformation twins and the formation of α' -martensite at $\dot{\varepsilon} = 10^3 \text{ s}^{-1}$ [34].