

6. Давиденков Н.Н. Некоторые проблемы механики материалов.-Л.: Лениздат, 1943.
7. Давиденков Н.Н. О природе шейки при растяжении образцов//ЖТФ.-Т. XXV.-Вып.5.-1955.-С.877-880.
8. Пашков И.О. Разрыв металлов.- Л.: Судпромгиз,1960.-243с.
9. Паршин А. М., Бардин В.А., Колосов И.Е. и др. Пути создания особо чистой аустенитной коррозионностойкой свариваемой стали//Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез.-Вып. 1-2.-1993.-С.21-28.
- 10.Паршин А.М., Тихонов А.Н., Бондаренко Г.Г., Кириллов Н.Б. Радиационная повреждаемость и свойства сплавов.- СПб.: Политехника ,1995.-301 с.

КРИТИЧЕСКАЯ ПЛОТНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ И КАЧЕСТВО МЕТАЛЛА

А.М. Паршин, Н.Б. Кириллов, А.П. Петкова, Ю.В. Шленов

Рассмотрено влияние на работоспособность конструкционных материалов таких факторов, как структурные превращения, однородность распада твердых растворов, объемная дилатация на границе раздела «формирующаяся фаза – матрица». Проанализирована зависимость прочности от плотности и равномерности распределения дислокаций. Предложен путь повышения прочности конструкционных материалов с учетом пластичности при помощи повышения качества исходной аустенитной стали, уменьшения общего количества и более равномерного распределения неметаллических включений, дислокационной плотности, первичных и вторичных фаз. Приведена закономерность изменения критической плотности дислокаций, при которой происходит локализация деформации и последующее разрушение металла с повышением качества металла.

Предотвращение преждевременного хрупкого разрушения, вероятность которого повышается в конструкциях, работающих в особых условиях эксплуатации, например, при нейтронном облучении основных конструкционных материалов реакторов на быстрых нейтронах, предусматривает сохранение во времени в материале достаточной пластичности, позволяющей осуществить релаксацию полей напряжений от скоплений дислокаций и других структурных дефектов и передачу деформации в соседний объем, а не образования при этом зародыша хрупкой интеркристаллитной трещины. Хрупкое разрушение может быть и внутризёренным, транскристаллитным. Это происходит, например, при коррозионном растрескивании аустенитных сталей и сплавов (кроме специальных случаев), контактирующих с хлорсодержащими средами [1-3]. Завершение пластической деформации вязким разрушением

при обычном растяжении аустенитных хромоникелевых облученных сталей и сплавов свидетельствует о том, что в интервале температур 20-400°C (т.е. когда нет условий реализации длительной прочности) нейтронное облучение не меняет характера разрушения этих основных конструкционных материалов реакторов на тепловых нейтронах [1,2,4]. Нужно отметить, что до настоящего времени еще нет точного понятия вязкой и хрупкой трещины, и, в связи с этим, не вполне определены четкие признаки, отличающие вязкую трещину от хрупкой. Разрушение обычно считают вязким, если ему предшествует значительная пластическая деформация. Но тут же нужно отметить, что общим свойством вязких и хрупких трещин является их способность распространяться с большой скоростью после того, как длина трещины достигает критических размеров. При этом катастрофическое распространение разрушения происходит в результате высвобождения энергии поля приложенных напряжений, превышающих работу пластической деформации [5-8].

Анализ показывает, что, несмотря на специфические особенности зарождения хрупкого и вязкого разрушения, в их атомных механизмах есть много общего [7]. Может быть и поэтому в дальнейшем нами будет уделено меньшее внимание характеру разрушения металлов. В большей мере будет рассмотрена деградация свойств металла в конструкции, его прочностные и пластические свойства, инженерное понятие прочности и предотвращение развития преждевременных разрушений.

Остановимся еще на одном очень важном факторе, предопределяющем работоспособность конструкционных материалов. Нам представляется, что структурные превращения, протекающие на различных стадиях распада твердых растворов, оказывают определяющее влияние на прочность и пластичность, а также и на другие механические характеристики, радиационное набухание и ионное распыление, коррозионную повреждаемость и др. Изменение свойств конструкционных материалов определяется не только характером взаимодействия дислокаций и других несовершенств кристаллического строения, плотностью и равномерностью их распределения, изменяющимися в процессе температурно-временных и температурно-силовых условий нагруженных конструкций, но и классической структурой, также изменяющейся во времени в зависимости от температуры с учетом дилатации на границе раздела «формирующаяся избыточная (вторичная) фаза-матрица». При этом нужно учитывать и взаимодействие различных несовершенств кристаллического строения и структурных превращений их на различных стадиях распада твердых растворов, особую роль величины и интенсивности структурных напряжений. Весьма важна при этом равномерность распада твердых растворов, которая приводит к созданию в матрице относительно правильного чередования частиц вторичных карбидов и интерметаллидов, т.е. к образованию структуры типа микрорешетки из этих фаз. Нами утверждается, что упрочнение и охрупчивание нужно связывать не только с процессами обособления, коагуляцией избыточной фазы, но и с процессами их зарождения в инкубационном периоде распада, т.е. на стадиях предвыделения [1,2,8].

Таким образом, однородность распада твердых растворов и объемная дилатация на границе раздела «формирующаяся фаза-матрица», предопределяющие появление упругоискаженных областей, являются доминирующими факторами локализации деформации, сопротивляемости зарождению, развитию и распространению трещин.

Развитые нами и непрерывно совершенствуемые структурно-кинетические концепции позволяют определить пути повышения работоспособности и ослабить вредное влияние, например, нейтронного воздействия на конструкционные материалы ядерных и термоядерных установок. Основное внимание при этом уделяется изотропности механических свойств, уменьшению ослабления прочности границ зёрен в сравнении с прочностью их тела, вовлечению в работу всего объема зерна, т.е. предотвращению локализации деформации [1,2,8,9].

Рассмотрим диаграмму прочности И.А. Одингга (рис. 1). с учетом изложенных подходов и концепций [10]. Как показывает эта диаграмма (рис.1),

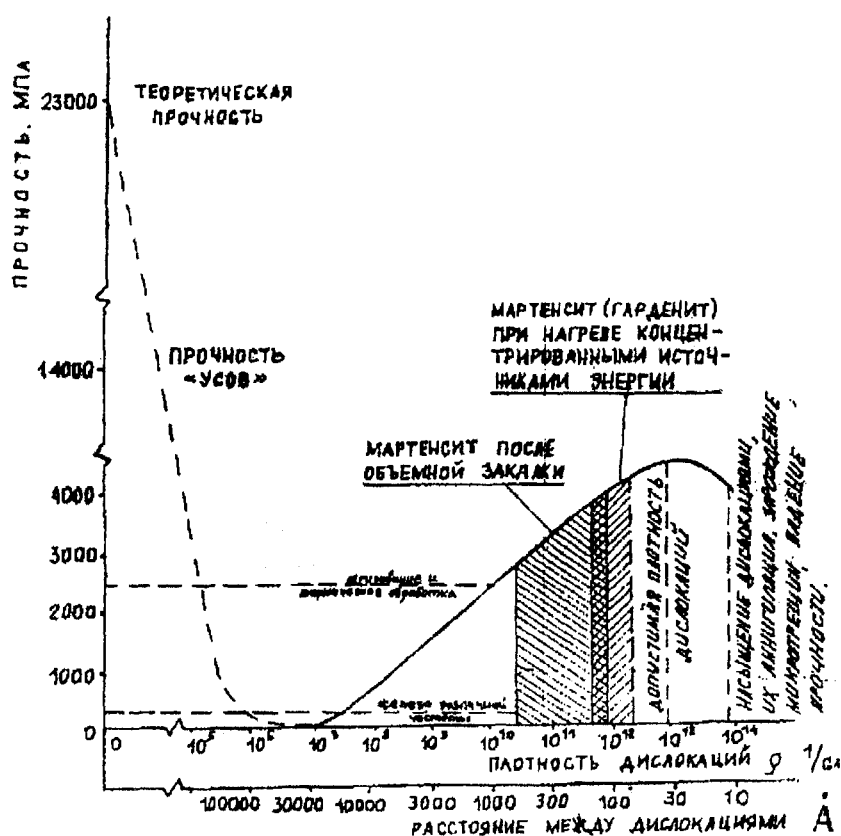


Рис. 1. Схема прочности стали в зависимости от плотности и равномерности распределения дислокаций.

наибольшую сопротивляемость пластическому деформированию, а следовательно, и «прочность» имеет металл с очень высокой плотностью дислокаций, либо металл, у которого плотность дислокаций доведена до минимума [7]. Но даже при очень большом насыщении кристалла дефектами нельзя достичь теоретической прочности, присущей лишь так называемым бездефектным монокристаллическим телам.

Следует учесть и следующее. Повышение прочности с возрастанием плотности дислокаций объясняется тем, что при этом возникают не только параллельные друг другу дислокации, но и дислокации в разных плоскостях и направлениях. Такие дислокации препятствуют перемещению «удобных» дислокаций, что повышает в итоге сопротивление деформированию. Следовательно, само наличие дислокаций в реальных металлических кристаллах является причиной более низкой прочности металла по сравнению с теоретической [11].

При рассмотрении путей повышения прочности металлических материалов с целью достижения ее максимальных значений не акцентировалось внимание на характеристиках пластичности и сопротивления удару. Инженерное понятие прочности более широкое, оно включает в себя критерии работоспособности конструкций, узлов, деталей с учетом неизбежной деградации свойств конструкционных материалов.

Кроме рассмотренных чисто классических структурных изменений и их влияния на комплекс свойств, необходимо учитывать не только плотность дислокаций, но и равномерность их распределения. Последний критерий в значительной мере характеризует способность металла к перераспределению пластической деформации. Это особенно важно и потому, что плотность дислокаций весьма неравномерна [7], и это способствует локализации деформаций в местах снижения прочностных факторов. Особенно важно учитывать влияние неравномерности распределения дислокаций при довольно высокой прочности.

Учитывая определяющее влияние неравномерности распределения дислокаций на сосредоточение пластической деформации, на оси абсцисс диаграммы Одингга (см. рис.1) указаны не только значения плотности дислокаций (ρ), но и среднее расстояние между ними (a):

$$a = \frac{1}{\sqrt{\rho}}$$

При плотностях дислокаций 10^{11} , 10^{12} , 10^{13} , 10^{14} $1/\text{см}^2$ среднее расстояние между ними соответственно составит 30, 10, 3, 1 нм. Но сталь, по нашему мнению, не может обладать столь высокой плотностью дислокаций, как 10^{13} и 10^{14} $1/\text{см}^2$, ибо в этих случаях должно происходить как бы насыщение дислокациями, их аннигиляция. Взаимодействие силовых полей напряжений может привести к образованию нарушений сплошности металла и к возникновению субмикротрещин, развивающихся затем в более крупные повреждения. При этом даже при незначительных зональных напряжениях (a они всегда, и даже значительные, имеются), например, в процессе быстрого охлаждения после нагрева изделий концентрированными потоками энергии возникают трещины [12-13].

Следовательно, можно согласиться с выводом В.С. Ивановой, что при довольно значительном увеличении плотности дислокаций имеет место уже падение прочности. Это положение проиллюстрировано штриховой частью

диаграммы Одингга (см. рис. 1). Необходимо также учесть, что в случае неравномерного распределения дислокаций указанные негативные эффекты проявляются при меньшей общей их плотности.

Описанное явление в полной мере проявляется при длительном старении хромистых сталей типа X13, когда вследствие весьма резкого охрупчивания в интервале температур 350-500°С падают кратковременные прочностные (σ_B , $\sigma_{0,2}$) характеристики.

Проанализированные экспериментальные данные дают полное основание согласиться с мнением сподвижника В.С. Ивановой, В.Ф. Терентьева, что при весьма большой плотности дислокаций участок падения прочности следует изображать не штриховой, а сплошной линией. Учитывая сказанное, одним из возможных путей повышения прочности при достаточной пластичности является создание более равномерного распределения дислокаций в металле как в процессе металлургического передела и в период изготовления конструкций на машиностроительных предприятиях, так и при служебных условиях. Это особенно важно в настоящее время, когда стоит задача увеличения срока службы водо-водяных действующих и проектируемых реакторов ядерных энергетических установок в 2-3 раза. Только получение требуемой изотропности свойств является действенной мерой для обеспечения равномерного течения металла, сопротивляемости его коррозионной повреждаемости и др., особенно в условиях нейтронного облучения.

Резервы для этого имеются [9,14]. Именно повышение качества исходной аустенитной стали, уменьшение общего количества и более равномерное распределений неметаллических включений, а также различных первичных и вторичных фаз, безусловно, будут способствовать более изотропному состоянию конструкционного материала. В этом случае все объемы металла будут воспринимать внешние и внутренние нагрузки, уменьшится возможность локализации деформации и различий в сопротивляемости зарождению трещин у поверхностей раздела и в самом зерне. В этом случае металл будет менее деградировать, например, при нейтронном облучении.

Известно, что препятствия на пути движения дислокаций требуют дополнительного напряжения для возможности дальнейшего продвижения дислокаций. Однако, они могут иметь как позитивное, так и негативное влияние. При равномерном распределении препятствий по объему металла повышается способность материала сопротивляться внешним нагрузкам вследствие повышения общей энергоемкости металла в результате увеличения количества микрообъемов, одновременно участвующих в деформации [7].

При неравномерном распределении препятствий будет и неравномерность дислокационного течения. Получится своеобразная пятнистость механических свойств. Нагромождение дислокаций, концентрация их у препятствий могут стать настолько большими, что обусловят, как уже отмечалось, падение прочности в этом месте, хотя металл в общем случае, казалось бы, работоспособен.

Предотвращение такого преждевременного разрушения неизбежно требует повышения качества металла.

Эффективным барьером для движения дислокаций являются границы зерен, двойников, первичных и вторичных фаз. На рис. 2 показано скопление дислокаций у границы зерна аустенитного хромоникелевого сплава 03X20H45M4БРЦ.



Рис.2. Неравномерность распределения дислокаций в сплаве 01X18H9 (1050⁰С, 1ч., вода), ×60000.

В аустенитных хромоникелевых сталях и сплавах, основных конструкционных материалах ядерных и термоядерных энергетических установок из первичных фаз наиболее неблагоприятны скопления карбидов или карбонитридов титана; они располагаются как по границам зёрен, так и внутри них в большинстве случаев в виде скоплений (рис. 3). При тепловой и механической обработке (и частично в процессе эксплуатации) они не испытывают пластической деформации (твердость карбида титана по минералогической шкале больше 9, а твердость нитрида титана соответствует 8). В тех случаях, когда они располагаются в стали в виде скоплений, нередко наблюдается и их хрупкое разрушение.

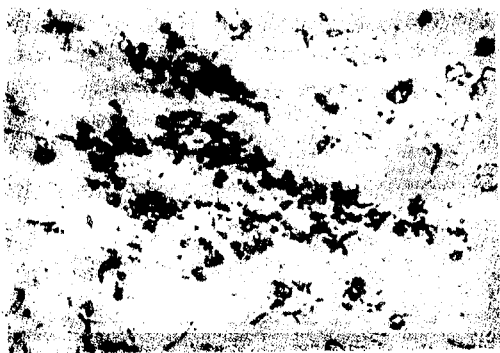


Рис. 3. Нитраты, карбиды и карбонитриды титана в стали 08X18H9Т: скопления карбонитридов титана, ×100.

Равномерность распределения этой карбидной фазы имеет определяющее значение в формировании высокого комплекса механических, коррозионных и других свойств сталей и сплавов. При таком распаде твердый раствор в процессе температурно-временных циклов под нагрузкой все время

остается относительно изотропным и обеспечивает не только равномерное протекание пластической деформации, но и равномерность коррозионных повреждений.

Таким образом, создание технологии, обеспечивающей равномерное распределение первичной карбидной, нитридной или интерметаллидной фаз (температура перегрева жидкого металла, время выдержки жидкого металла и др.), весьма важно. Но отсутствие в данное время такой технологии требует удаления карбидов и нитридов титана. Это может быть достигнуто вообще выведением титана (или ниобия) из аустенитной стали, т.е. созданием оптимальных нестабилизированных аустенитных сталей (и сплавов).

Кроме изложенного, полностью не решены также вопросы сцепляемости фаз внедрения с матрицей [1, 9]. Предполагается, что наличие фаз внедрения способствует понижению механических свойств. Особенно, как уже отмечалось, этот эффект будет действенным при скоплении карбонитридов титана.

Отметим еще некоторые особо неблагоприятные первичные фазы.

Направленное расположение сульфидов, особенно, когда они образуют легкоплавкие эвтектики, делает аустенитные стали и сплавы невакуумноплотными конструкционными материалами (см. рис. 4).



Рис. 4. Эвтектическое образование на границе зерна аустенитной стали 09X18N10B обычной выплавки, $\times 1000$.

Неоднородность в величине зерна и наличие мелкозернистых областей, обогащенных легкоплавкими примесями, которые располагаются вдоль прокатки (см. рис. 5), снижают как кратковременную и длительную прочность, так и сопротивление динамическим нагрузкам.



Рис. 5. Разнозернистость сплава 05X20N45B (1200°C , 1ч., вода), $\times 100$.

Вытянутые вдоль направления проката колонии δ -феррита в аустенитных сталях типа 18-8 (рис. 6) вызывают анизотропию свойств металла. Известны случаи появления горячих трещин при металлургическом переделе на границе аустенит - δ -феррит. При резко выраженной полосчатости δ -феррита возможно и резкое снижение сопротивляемости разрушению по толщине листа, т.е. снижение Z-свойств.



Рис. 6 Ориентированные вдоль направления прокатки колонии δ -феррита в стали 07X17Г17ДАМБ, $\times 100$.

Сталь 01X18Н14 двойной вакуумной выплавки не только содержит весьма небольшое количество неметаллических включений (0,5-1 балла), в то время как в материалах обычной выплавки присутствуют 4-5 баллов неметаллических включений, но и имеет более высокую плотность, чем обычная аустенитная сталь. Это повышение плотности связано с повышением качества стали: значительным уменьшением количества неметаллических включений, отсутствием фаз внедрения титана (рис. 4), эвтектических образований (рис.5) и т.д. Еще несколько слов о распаде твердых растворов (о расположении вторичных фаз).

При обеспечении равномерного распада и развитой поверхности межфазных границ, являющихся потенциальными стоками для радиационных дефектов, достигается как равномерность распределения, так и уменьшение их удельной концентрации, что значительно ослабляет, например, влияние нейтронного облучения на радиационную повреждаемость аустенитных высоконикелевых сплавов.

Таким образом, прочность сталей и сплавов (и другие критерии работоспособности) в условиях нейтронного облучения в значительной мере определяется изотропностью механических свойств, уменьшающей локализацию повреждаемости. Последнее в значительной мере определяется равномерным (рис. 7 а) и избирательным (рис. 7 б) распадами твердых растворов

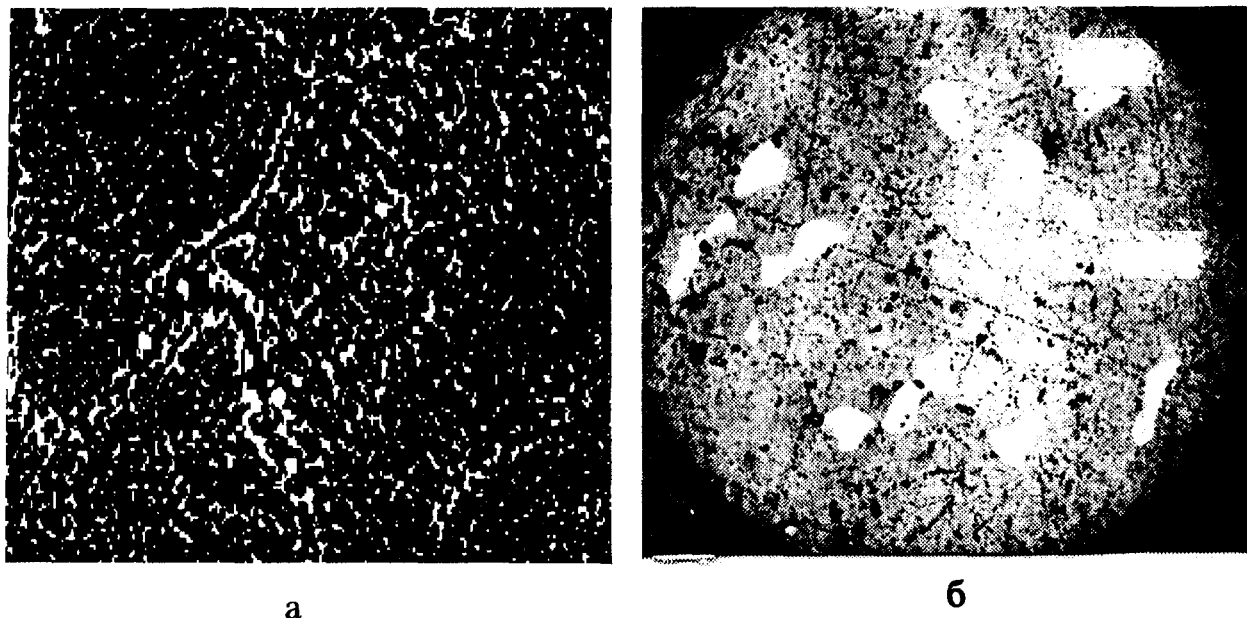


Рис. 7 Равномерное (а) и избирательное (б) выпадения вторичных фаз: а - σ -фаза на границе и внутри зерна в сплаве ХН77ТЮР (750°C , 1000 ч.), $\times 2000$; б - σ -фаза на границе зерен в стали 1Х18Н9Т (800°C , 600 ч., $\sigma=26$ МПа), $\times 1500$.

Модели таких распадающихся твердых растворов показаны на рис. 8.

Специфичность расположения первичных фаз и особенности распада твердых растворов сталей и сплавов, а также непрерывное взаимодействие этих структур с имеющимися и возникающими в процессе пластического деформирования дислокациями дает основание высказать твердое мнение о неизбежном наличии в металле критической плотности дислокаций, т.е. той максимальной плотности в локальных объемах, при которой протекает

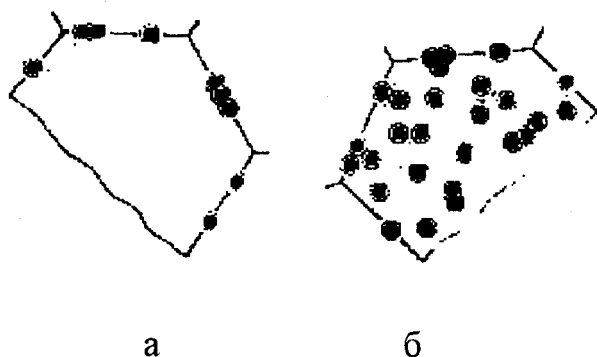


Рис.8. Модель полей упругих деформаций вокруг формируемого состояния избыточной фазы (точки) в сплавах с избирательным (а) и однородным (б) распадами твердых растворов.

локализация пластической деформации и в итоге - преждевременное разрушение (рис. 9). Чем качественнее металл, тем больше критическая плотность дислокаций, тем при большей плотности дислокаций произойдет разрушение. Наличие каскадов прочности - это совершенствование технологических процессов металлургического передела и процессов изготовления конструкции.

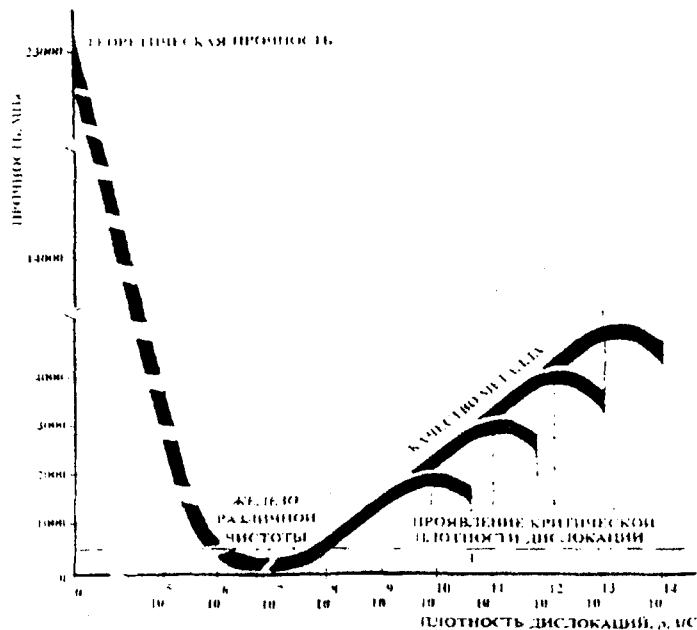


Рис. 9. Качество сплава и закономерность изменения критической плотности дислокаций.

В заключение следует отметить, что улучшение качества металла является основным путем предотвращения преждевременного разрушения конструкций и обеспечения требуемой их работоспособности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов. — Челябинск: Metallurgiya, 1988.—656 с.
2. Parshin A.M. Structure, Strength and Radiation Damage of Corrosion-Resistant Steels and Alloys.—USA, American Nuclear Society, 1996, 361 p.
3. Паршин А.М., Тихонов А.Н. Коррозия металлов в ядерном машиностроении. — СПб.: Политехника, 1994.— 93 с.
4. Паршин А.М., Тихонов А.Н. Сопротивляемость деформированию и разрушению сталей и сплавов при нейтронном облучении. —СПб.: СИНТО, 1996.—77 с.
5. Шимелевич И.Л. Распространение трещин в стальных листах под влиянием внутренних напряжений//Металловедение. Вып. 1. —Л.: Судпромгиз, 1957.
6. Orowan E. Fundamentals of Brittle Behavior in Metals. Fatigue and Fracture of Metals. The Techn. Press of the Massachusetts Inst of Technology. W-S, 1952, VIII, p. 139.
7. Иванова В.С. и др. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов. - М.: Наука, 1965.—180с.
8. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. - Л.: Судостроение, 1972.—288с.
9. Паршин А.М., Тихонов А.Н., Бондаренко Г.Г., Кириллов Н.Б. Радиационная повреждаемость и свойства сплавов./Под. ред. А.М. Паршина, А.Н. Тихонова. — СПб.: Политехника, 1995.— 302с.
10. Одинг И.А. О роли дислокаций в процессе ползучести//Изв. АН СССР.: Сер. ОТН, 1948. №12.—С. 1795-1802.
11. Гуляев А.П. Металловедение. - М.: Metallurgiya, 1978.— 648с.
12. Паршин А.М., Кириллов Н.Б., Елистратов В.С., Кривошеков В.Л. Повышение служебных свойств чугуновых и стальных изделий путем обработки поверхности концен-

трированными источниками энергии//Повышение качества изготовления изделий в машиностроении: Сб.–Л.: ЛГТУ, 1990.– С. 76-79.

13. Кириллов Н.Б., Кривошеков В.Л., Шленов Ю.В. Прочность поверхности при скоростной термической обработке//Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов.–СПб.: СПбГТУ, 1996.–С. 58-62.

14. Паршин А.М., Бардин В.А., Колосов И.Е. и др. Пути создания особо чистой аустенитной коррозионно-стойкой свариваемой стали//Вопросы атомной науки и техники: Сер. Термоядерный синтез, вып. 1-2, 1993.– С.21-28.

КАНАЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В ОБЛУЧЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ

**Н.В. Камышанченко, В.В. Красильников, И.М. Неклюдов,
А.А. Пархоменко**

Изучено развитие эффектов пластической неустойчивости на начальных стадиях деформации облученных материалов. Анализируется зависимость доли дислокаций, преодолевающих препятствия в динамическом режиме (дислокационное «каналирование») от степени радиационного упрочнения (дозы облучения) и скорости дислокаций. Показана роль данного эффекта в радиационном охрупчивании реакторных материалов.

Исследование радиационного упрочнения и, как правило, связанного с ним охрупчивания является одним из наиболее актуальных направлений в реакторном материаловедении.

Радиационное упрочнение материалов проявляется не только в увеличении предела текучести и снижении скорости упрочнения материалов, но и в образовании на кривых растяжения «зуба текучести» и площадок текучести типа Чернова - Людерса [1]. Наличие этих эффектов, по современным представлениям, свидетельствует о пластической неустойчивости в материалах, которая может явиться причиной резкого снижения пластичности.

На рис. 1 представлены типичные кривые деформации реакторных сталей при температурах испытания ниже $0,3 T_m$ (T_m - температура плавления).

Кривая 1 - исходный материал, кривая 2 соответствует более низкой дозе, чем кривая 3. Проведенный нами анализ [3] показал, что подобный тип кривых растяжения (кривая 2) наблюдается у многих материалов уже при дозах облучения $\leq 10^{-2} \dots 10^{-1}$ dpa (displacement per atom). Минимум или «площадка» на стадии ϵ_L связаны с проявлением эффектов пластической неустойчивости - дислокационным каналированием - разрушением препятствий движущимися дислокациями и локализацией скольжения в данных объемах материала при