

ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ НА ИХ ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ ВОДОРОД

М. А. Мурзинова

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН (ИПСПМ РАН), г. Уфа
mma@imsp.da.ru

Кратко рассматриваются традиционные представления о влиянии элементов структуры (плотности дислокаций, концентрации твердого раствора, размера зерен, фазового состава) на прочности и пластичности сплавов. Анализируются основные причины, приводящие к изменению свойств сплавов под действием внешней нагрузки и температуры. Влияние структурных факторов на прочность и пластичность проиллюстрировано на примере сплавов титана с разным содержанием водорода.

Представление о прочности и пластичности

Прочность – свойство твердых тел сопротивляться изменению размеров, формы и разрушению под действием нагрузок¹. Прочность характеризуют величиной силы P , действующей на единицу площади F – напряжением (σ , τ , s), и измеряют в Паскалях. Пластичность – свойство твердых тел под действием внешних сил изменять, не разрушаясь, форму и размеры и сохранять ее после устранения этих сил. Изменение формы и размеров тела называют деформацией [1]. Различают упругую деформацию и пластическую. После устранения внешнего воздействия упругая деформация исчезает, а пластическая – остается. Для определения характеристик прочности и пластичности материалы подвергают механическим испытаниям. Условия испытаний (геометрия образцов, схема нагружения, температура, скорость приложения нагрузки и т. д.), а также порядок обработки первичных данных, регламентируются соответствующими ГОСТами. Для инженерных расчетов используют величины условных напряжений и деформаций, которые наиболее просто определяются в случае одноосного растяжения цилиндрического стержня [2]. При расчете условного напряжения измеренное при испытании усилие относят к площади исходного поперечного сечения стержня, не учитывая изменение этой площади в ходе испытаний. При определении условных деформаций находят отношение величины изменения длины или площади сечения стержня после испытаний к его исходным размерам.

Более корректными характеристиками, которые используют при анализе физических процессов, протекающих при нагружении, являются величины истинных напряжений и деформаций. Для этого при испытаниях необходимо

¹Или других воздействий: температурных, магнитных, электрических и др. полей, неравномерному протеканию физико-химических процессов в разных частях тела и т. д. [1]

в каждый момент времени i определить действующую на стержень силу P_i , площадь его сечения F_i и длину² l_i , тогда истинные напряжение s_i и деформацию e_i можно рассчитать по (1) и (2):

$$s_i = P_i / F_i, \quad (1)$$

$$e_i = \ln l_i / l_0. \quad (2)$$

Связь между напряжением и деформацией различается в зависимости от условий испытаний, исходной структуры материала и ее изменений в процессе деформации. Последнее важно, как минимум, по двум причинам. Во-первых, при получении деформированных полуфабрикатов и изделий режимы обработки должны обеспечивать формирование регламентированной (по ГОСТ, ОСТ, ТУ) структуры, которая обеспечивает заданный комплекс свойств. Во-вторых, именно структурные изменения, протекающие в нагруженном материале, даже при напряжениях меньше предела текучести часто приводят к катастрофическому падению его свойств и авариям. Сегодня накоплено значительное количество экспериментальных и теоретических данных, на основе которых можно спрогнозировать поведение материала с известным типом структуры под действием внешних нагрузок и при различных условиях. Важную информацию для такого прогноза содержат кривые "истинное напряжение – деформация" ($s-e$).

Упругие модули

Основные соотношения, описывающие связь между истинным напряжением и деформацией, содержат упругие модули. Поведение материала при упругой деформации с хорошим приближением описывается законом Гука (1678 г.), который устанавливает прямую пропорциональность между напряжением и деформацией. Коэффициентами пропорциональности являются модули упругости: E – модуль нормальной упругости (модуль Юнга), G – модуль сдвига, K – модуль объемной упругости³. Поскольку металлы – это кристаллические тела, т.е. имеют пространственную решетку с закономерным расположением атомов, упругая деформация металла представляет собой *сумму упругих смещений атомов* из положения равновесия в узлах кристаллической решетки ненагруженного тела. Причем эти смещения обратимы. Так как атомы в кристаллической решетке могут упруго смещаться лишь на малую долю межатомного

²До тех пор пока деформация однородна в макро-масштабе (сечение стержня уменьшается одинаково по всей длине), P_i и l_i можно определить по диаграмме растяжения $P-\Delta l$, а F_i рассчитать из условия постоянства объема $V = F_0 l_0 = F_i l_i$. Локализация деформации (образование "шейки") начинается при максимальном значении P на диаграмме растяжения. На стадии локализации l_i и F_i необходимо измерять при помощи специальных датчиков.

³Упругие модули связаны между собой через коэффициент Пуассона μ , который при одноосном растяжении характеризует отношение поперечной относительной деформации к продольной. Для большинства металлов коэффициент Пуассона близок к 0,3.

расстояния, величина упругой деформации в металлах обычно не превышает 0,001 [3, 4]. Модули упругости характеризуют силы сопротивления смещению атомов из положений равновесия в решетке и связаны с величиной сил межатомного взаимодействия. Модули упругости уменьшаются с повышением температуры от 0 К до $T_{пл}$ в 2–2,5 раза, что связывают с увеличением равновесного межатомного расстояния из-за термического расширения. Если в металле при повышении температуры происходит полиморфное превращение (меняется кристаллическая решетка), то наблюдают скачкообразное изменение модулей [4]. При постоянных температуре и давлении модули упругости выбранного материала принимают постоянными, т. к. они слабо зависят и от истории обработки материала, и от количества примесей. Например, холодная прокатка со степенью обжатия $e \approx -2$ (85–90 %) приводит к снижению модулей упругости на ~ 1 % [3, 4]. Модули нормальной упругости конструкционных углеродистых и легированных сталей, существенно отличающихся по составу и структуре, различаются не более чем на 10–12 % [3, 4]. Увеличение концентрации цинка в меди до 40 % снижает модуль упругости всего на 5–6 % [5]. В общем случае, растворенные элементы могут, как повышать, так и понижать упругие модули металла-основы. При этом наиболее часто наблюдается прямая пропорциональность между величинами упругих модулей и концентрацией элемента [4].

Пластическая деформация

Развитие пластической деформации приводит к необратимому смещению атомов. Несмотря на то, что размеры образца после деформации могут измениться в сотни раз, смещения индивидуальных атомов обычно не превышают нескольких межатомных расстояний. Направление и величина смещения атомов определяются типом кристаллической решетки данного материала, размерами кристаллов, чистотой материала и т. д. Вспомним, что любой реальный сплав – это поликристаллический агрегат, состоящий из монокристаллических зерен (пока речь идет об однофазном сплаве). Зерна произвольно ориентированы в пространстве друг относительно друга и разделены границами⁴. В теле зерен есть дислокации, вакансии и межузельные атомы. Границы зерен, дислокации, вакансии и межузельные атомы являются дефектами кристаллического строения [6–11]. *Под воздействием внешней силы происходит направленное перемещение дефектов кристаллического строения и их взаимодействие между собой, что обеспечивает пластическую деформацию материала.* Возможность и скорость протекания элементарных (атомарных) механизмов перемещения и взаимодействия дефектов определяются энергией активации процессов и развитием диффузии, которые, в свою очередь, зависят от гомо-

⁴Граница зерна представляет собой поверхность, шириной 2–3 межатомных расстояния, на которой нарушено характерное для кристалла регулярное расположение атомов. Границы зерен часто называют высокоугловыми границами, т. к. смежные кристаллы развернуты в пространстве друг относительно друга на большие углы, обычно более 15° [6–8].

логической⁵ температуры испытаний. Поэтому деформацию обычно подразделяют на холодную, теплую и горячую, а кривые $s-e$ могут качественно меняться с изменением температуры испытаний одного и того же материала.

Основными "носителями" пластической деформации при любой температуре являются *скользящие* дислокации⁶. Одно из простейших определений дислокации звучит так: "Дислокация – это линия в плоскости скольжения (кристалла), отделяющая область, в которой скольжение произошло, от области, где его еще не было" [8] (рис. 1 а–в). Дислокацию представляют в виде цепочки "оборванных" атомов на краю одной из плоскостей кристалла. Существует множество более или менее удачных модельных изображений дислокаций [6–11] (рис. 1). В простейшем случае их изображают в виде отрезков, выходящих на поверхность кристалла. Если дислокация находится внутри кристалла, то – это замкнутая кривая. Кристаллическая решетка вблизи линии дислокации искажена, и, следовательно, с дислокацией связано поле внутренних упругих напряжений. Т.о. дислокация подобна упругой петле. Эта петля может расширяться, сжиматься, переходить из одной плоскости в другую. Под действием внешней силы в кристаллах возникают новые дислокационные петли. Упругие поля дислокаций взаимодействуют, в результате образуются запутанные петли, неподвижные "узлы", скопления, подобные клубкам.

Чтобы описать поведение дислокаций, петлю разбивают на отрезки, а затем отрезки раскладывают на направления: параллельное смещению в кристалле и перпендикулярное ему (рис. 1 а–в). Смещение, которое создает дислокация, характеризуется вектором Бюргерса \mathbf{b} . Вектор Бюргерса совпадает с кратчайшим межатомным расстоянием в кристаллической решетке – наиболее плотно упакованным направлением. Величина вектора Бюргерса в металлах равна периоду решетки (в ГПУ кристаллах) или меньше его (в ГЦК и ОЦК кристаллах) [8]. Направление (прямая), содержащее вектор \mathbf{b} , одновременно принадлежит набору кристаллографических плоскостей, пересекающихся по этой прямой. Однако скольжение наиболее часто происходит по плоскостям, расстояние между которыми наибольшее, и возможно только в том случае, если линия дислокации и вектор Бюргерса лежат в одной плоскости, а вектор внешней силы имеет компоненту, параллельную вектору Бюргерса.

На начальных стадиях деформации поликристалла дислокации быстро образуются (генерируются), перемещаются в плоскостях скольжения, тормозятся препятствиями⁷ и накапливаются (рис. 2 а, точка с). Эти процессы приводят к быстрому росту s с увеличением e и большим значениям коэффициента деформационного упрочнения $\theta = ds/de$ (рис. 2 а, точка с). Показано [10], что

⁵Гомологическая температура определяется в долях от температуры плавления ($T_{пл}$), измеренной по шкале Кельвина.

⁶При определенных условиях пластическая деформация может развиваться только за счет направленной миграции вакансий и межузельных атомов, или путем взаимного смещения зерен по границам. В данной статье эти виды деформации (ползучести) не рассматриваются.

⁷Препятствиями являются границы зерен, дислокации, скользящие в других плоскостях, и т. д.

$$s \sim Gb\sqrt{\rho}, \quad (3)$$

где ρ – плотность дислокаций⁸

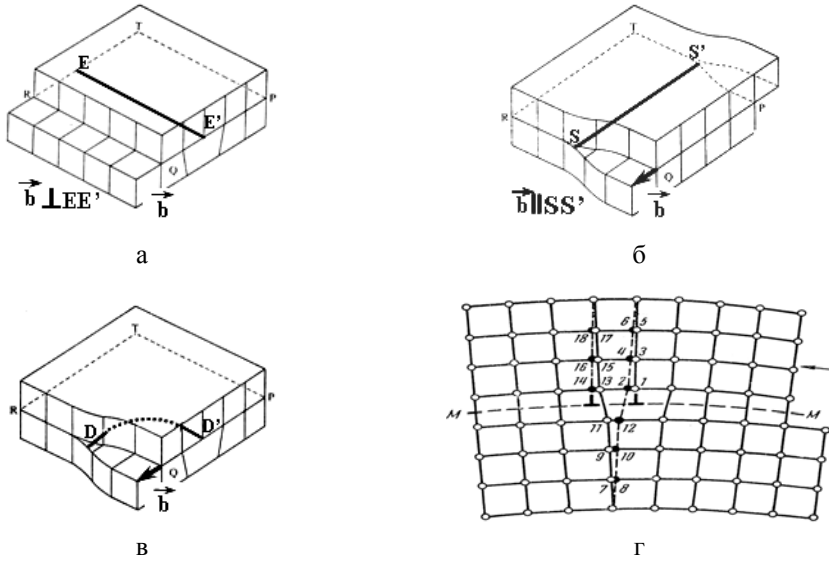


Рис. 1. Модели дислокаций, расположенных в плоскости скольжения: а – краевая дислокация; б – винтовая дислокация; в – смешанная дислокация: вблизи D – винтовая компонента, вблизи D' – краевая; [8]; г – смещение атомов при скольжении краевой дислокации справа налево на одно межатомное расстояние. Атомы в новых положениях черные и находятся на пунктирных линиях [6]

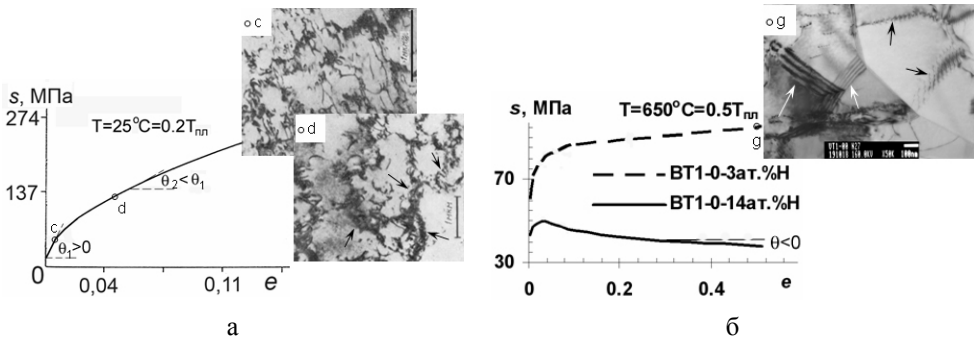


Рис. 2. Кривые s – e и структура, полученная после деформации при разных условиях: а – Cu (Cargrker R. P., Hibbard R. H.), и дислокационная структура после холодной деформации на разную степень (Swann P. R.): $e \sim 0,01$ (точка с) и $e \sim 0,05$ (точка d); б – Ti-3ат. %Н, субзерна и зерна, сформировавшиеся при горячей деформации, $e \sim 0,7$. Черные стрелки указывают границы дислокационных скоплений (d) и стенки краевых дислокаций, ограничивающих субзерно (g), белыми стрелками показаны границы зерен

⁸Под плотностью дислокаций понимают суммарную протяженность линий дислокаций в единице объема материала и обычно измеряют в см^{-2} .

При $\rho \approx 10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$ расстояние между дислокациями становится соизмеримым с межатомным. При этом упругие поля дислокаций перекрываются и частично компенсируют друг друга, т. е. начинаются процессы взаимодействия, приводящие к перераспределению и взаимному уничтожению (аннигиляции) дислокаций. Внутренняя энергия системы снижается, и образовавшиеся группировки дислокаций становятся относительно устойчивыми (рис. 2а, точка d). При холодной деформации ($T \leq 0,2T_{\text{пл}}$) скорость перераспределения и аннигиляции намного меньше скорости генерации дислокаций под действием внешней силы. Поэтому s продолжают увеличиваться с ростом e , но θ несколько уменьшается (рис. 2а).

При горячей деформации ($T \geq 0,5T_{\text{пл}}$) дислокации не только быстро перестраиваются, образуя упорядоченные стенки (субграницы)⁹ и/или участвуя в построении границ новых зерен¹⁰, но и взаимодействуют с границами зерен¹¹, которые тоже способны к миграции при этих температурах. Движущаяся граница зерна захватывает дислокации, встречающиеся на ее пути. В результате развития этих процессов скорость генерации дислокаций может быть близкой или меньшей, чем скорость их перераспределения и аннигиляции. В этих случаях при увеличении деформации напряжения могут оставаться неизменными ($\theta = 0$) или уменьшаться ($\theta < 0$) (рис. 2б). При таких условиях деформации в исходных кристаллитах образуются новые границы зерен или субзерен¹² (рис. 2б, точка g). Для огромного количества металлов и сплавов показано [11–13], что размеры новых зерен/субзерен тем меньше, чем выше напряжения течения на установившейся стадии деформации. При теплой деформации ($0,2T_{\text{пл}} < T < 0,5T_{\text{пл}}$) дислокации способны к быстрому перераспределению (образованию субзерен), но границы зерен остаются практически неподвижными. Скорость генерации дислокаций остается несколько выше скорости их перераспределения, поэтому после быстрого роста s на начальной стадии деформации наблюдается его увеличение и в дальнейшем ($\theta > 0$). При этом величина коэффициента θ снижается и значительно меньше, чем при холодной деформации. Классические представления об изменении структуры металлов и сплавов при пластической деформации формировались в первой половине 20 века и подробно описаны в специальной и учебной литературе¹³ [3–11].

⁹Этот процесс называют динамической полигонизацией [13].

¹⁰Этот процесс называют динамической рекристаллизацией [13].

¹¹В результате такого взаимодействия и дислокационных реакций в границе зерна могут смещаться вдоль границы относительно друг друга. Этот механизм деформации называется зернограничным проскальзыванием (ЗГП) [7].

¹²Граница субзерна представляет собой стенку (сетку) дислокаций, расположенных друг относительно друга в определенном порядке и называется субграницей или малоугловой границей. При переходе через субграницу ориентировка кристалла в пространстве изменяется на малый угол, обычно до 10 градусов [6–8].

¹³В данной статье не рассматривается влияние скорости нагружения на вид кривой s – e и структурные изменения. В литературе этому вопросу уделяется важное внимание.

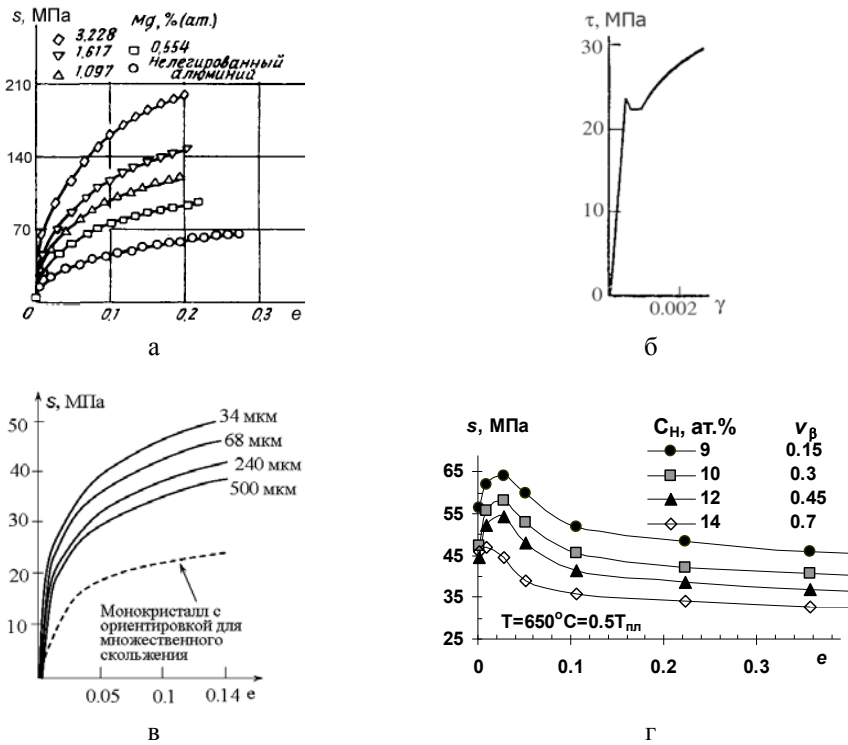


Рис. 3. Кривые s – e , иллюстрирующие: а – эффект твердорастворного упрочнения Al атомами Mg [5]; б – текучесть монокристалла β -латуни, содержащего азот ([10], по G. Ardley); в – эффект зернограничного упрочнения (на примере Al, [9]); г – влияние доли второй фазы на прочность титана с водородом

Структурное упрочнение

Если на пути скользящей дислокации встречается препятствие, то для его преодоления (при неизменной температуре испытаний) необходимо дополнительное напряжение. Для получения высокопрочного состояния промышленных сплавов различными методами легирования, термической и/или деформационной обработки "специально создают" препятствия для скольжения дислокаций. Пластичность материала при этом, в большинстве случаев, снижается. Препятствием для скользящей дислокации являются другие дислокации, например, пересекающие плоскость скольжения. Величина дислокационного упрочнения описывается выражением (3).

Другим препятствием – являются атомы примесей и легирующих элементов, растворенные в решетке металла-основы. Инородные атомы изменяют силы связи (модули упругости), отличаются от атомов основного металла размерами, поэтому вблизи них кристаллическая решетка искажена, и возникают поля упругих напряжений, которые, взаимодействуя с полем дислокации, мешают ее движению. Кроме того, между атомами металла и инородными атомами может возникать не только металлическая связь, но и с долей направленной ковалент-

ной составляющей¹⁴, что также затрудняет движение дислокаций. Величину твердорастворного упрочнения (рис. 3 а) обычно описывают выражением:

$$\Delta\sigma \sim KC^m, \quad (4)$$

где K и m эмпирические коэффициенты, $m = 1/2 \dots 1$; C – атомная концентрация растворенного элемента [11].

Другой важнейшей причиной упрочнения твердых растворов, особенно при добавлении элементов внедрения, таких как углерод в железе, или при наличии неизбежных примесей кислорода, азота, является блокировка дислокаций скоплениями примесных атомов. Поскольку вблизи линии дислокации решетка кристалла искажена, то инородные атомы часто располагаются именно там – при этом не надо создавать дополнительные искажения в решетке. Концентрация примесных атомов вблизи линии дислокации зависит от энергии связи и температуры. Блокировка подвижных дислокаций атмосферами примесных атомов приводит к появлению на кривой σ – ϵ "зуба текучести"¹⁵ (рис. 3 б). Закрепленной дислокации для начала скольжения необходимо повышенное напряжение. При некотором значении напряжения (вершина зуба) дислокация отрывается от атмосферы и может скользить при меньшем, практически постоянном напряжении (площадка текучести), после чего начинается обычное упрочнение. При повышении температуры примеси "размываются", и зуб текучести не обнаруживается. Если испытания вести с малой скоростью, так, чтобы примесные атомы сначала отрывались от дислокации, а затем вновь блокировали ее, то может наблюдаться несколько "зубьев"¹⁶.

Движению дислокаций препятствуют границы дислокационных скоплений, границы зерен, границы кристаллов других фаз¹⁷, которые присутствуют во многих легированных сплавах. Влияние этих поверхностных дефектов непосредственно связано с расстоянием между ними или размерами соответствующих элементов структуры (субзерен, зерен и т. д.). Торможение разными границами сильно зависит от температуры.

При холодной деформации ($T < 0,2 T_{пл}$) границы зерен являются непроходимыми барьерами для движения дислокаций. С уменьшением размера зерен прочность сплава возрастает (рис. 3 в). Для широкого круга материалов влияние размера зерен на напряжение течения описывается уравнением Холла-Петча (1951–1953 гг.):

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + K_y d^{-1/2}, \quad (5)$$

¹⁴Наиболее вероятно появление ковалентной составляющей при растворении неметаллов (O_2 , N_2 , H_2 , C , S , P и др.), которые являются неизбежными примесями металлургического происхождения во многих промышленных сплавах.

¹⁵В общем случае появление "зуба текучести" объясняется отсутствием в кристалле достаточного количества **подвижных** дислокаций. Например, "зуб и площадка текучести" наблюдаются при деформации бездислокационных кристаллов – "усов".

¹⁶Этот эффект называют динамическим деформационным старением и он часто наблюдается при повышенных температурах в разбавленных твердых растворах замещения.

¹⁷Эти границы называют межфазными.

где s_0 – напряжение, необходимое для перемещения дислокаций внутри зерна; K_y – коэффициент, характеризующий напряжения, необходимые для передачи деформации от зерна к зерну; d – средний размер зерен.

Если внутри зерен присутствуют дислокационные скопления и стенки, расположенные на среднем расстоянии L друг от друга, то напряжение течения материала увеличится пропорционально $\sim L^{-1}$.

Свойства многофазных сплавов зависят как от собственных свойств фаз, так и от их взаимного расположения в структуре сплава. Если свойства двух фаз близки¹⁸, а их кристаллы образуют однородную смесь, то напряжение сплава определяется по (6). Например, с увеличением доли более пластичной β -фазы в титане напряжения течения сплава снижаются (рис. 3 г).

$$s = s_\alpha v_\alpha + s_\beta v_\beta, \quad (6)$$

где s_α и s_β – напряжения течения α и β -фаз; v_α и v_β – объемные доли каждой фазы.

Мелкие частицы вторых фаз, расположенные внутри зерен металла-основы¹⁹ на небольшом расстоянии друг от друга, могут сильно повышать прочность сплава. Во многих случаях величина упрочнения дисперсными частицами определяется расстоянием между ними:

$$s \sim Gb/l, \quad (7)$$

где G и b – модуль сдвига и вектор Бюргерса кристаллов матричной фазы; l – расстояние между частицами.

Это уравнение Орована (1947 г.) было получено из предположения о том, что частицы настолько прочнее матрицы, что сами почти не деформируются, а дислокация, скользящая в матрице, может "пройти" между частицами, обогнув их (рис. 4 а). "Огибание" происходит тем легче, чем больше расстояние между частицами. Если частицы вторых фаз выделяются вдоль плоскостей скольжения дислокаций или границ зерен, то прирост прочности сплава обычно сопровождается резким падением пластичности. Такие частицы блокируют скольжение дислокаций, часто являются концентраторами напряжений, поэтому вблизи них легко зарождаются трещины. С этим, в частности, связывают гидридное охрупчивание титана.

Повышение температуры испытаний сопровождается увеличением диффузионной подвижности легирующих элементов. При этом мелкие частицы могут растворяться, а более крупные – увеличиваться в размерах²⁰, расстояние между частицами возрастает, и их упрочняющее действие снижается. Однако, это не единственная причина. Развитие диффузии обеспечивает возможность перехода дислокаций, остановленных препятствиями, в другую плоскость

¹⁸ Например, α и β -фазы в титановых сплавах, α и β -фазы в латуни.

¹⁹ Такие зерна называют зернами матричной фазы или матрицей.

²⁰ Этот процесс называют коагуляцией или коалесценцией частиц. В результате укрупнения частиц снижается энергия системы за счет уменьшения протяженности удельной межфазной поверхности.

скольжения²¹. Одна из схем такого перехода показана на рис. 4б–в. Видно (рис. 4б), что для смещения линии краевой дислокации вверх на одно межатомное расстояние необходимо удалить ряд атомов с линии дислокации или подвести к ней ряд вакансий. А это возможно только диффузионным путем. Заметное (за время эксперимента) перераспределение дислокаций обычно наблюдается после обработки металлов при температурах $T > 0,3T_{\text{пл}}$. Несмотря на то, что на дислокации образуются "пороги" (рис. 4в), для движения которых необходимы большие напряжения, чем для скольжения дислокации, преодоление многих препятствий происходит легче.

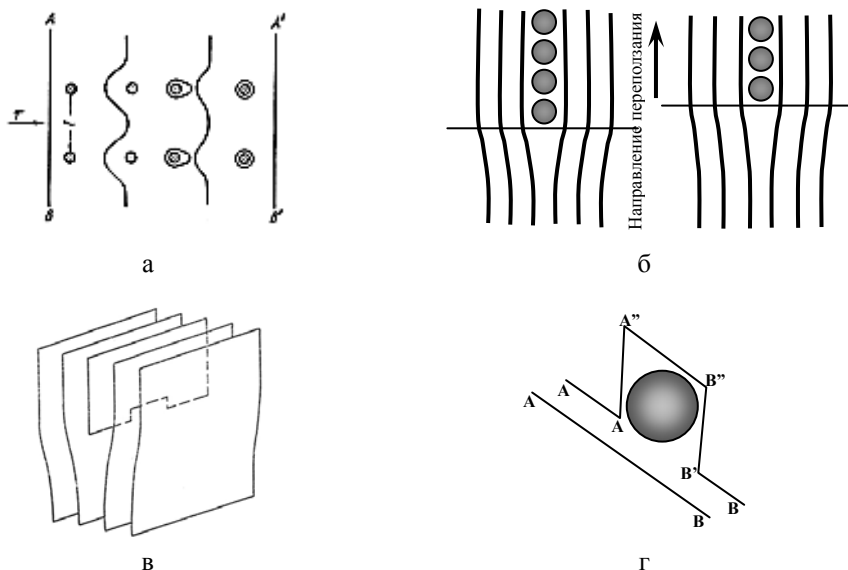


Рис. 4. Схемы движения дислокаций: а – дислокация, огибающая частицы [6]; б – переползание краевой дислокации [10]; в – образование "порогов" (ступенек) в результате переползания фрагмента дислокации [6]; обход дислокацией частицы путем переползания

Дислокации получают возможность относительно быстро перестраиваться, поэтому их плотность может уменьшаться. Встречаясь в пересекающихся плоскостях скольжения, дислокации уже не образуют неподвижные узлы, а, перегруппировавшись, могут продолжить скольжение. После встречи с частицей другой фазы, дислокация может обойти ее по другой плоскости скольжения (рис. 4г).

При $T > 0,5T_{\text{пл}}$ и границы зерен перестают быть для дислокаций непреодолимым барьером. Дислокации начинают взаимодействовать с границами, что приводит к направленному взаимному смещению (проскальзыванию)

²¹Переход винтовой дислокации в другую плоскость скольжения возможен и без развития диффузии [10]. Для перехода краевой дислокации в другую плоскость скольжения, диффузия необходима. Т. к. большинство дислокаций являются смешанными, то скорость их перераспределения часто контролируется наиболее медленным диффузионным процессом.

зерен вдоль общей границы [7]. Чем мельче зерна, тем большая их доля участвует в проскальзывании, обеспечивая пластическую деформацию поликристалла. Особенно эффективно этот механизм деформации действует при небольших скоростях нагружения, когда диффузионные процессы, обеспечивающие взаимодействие решеточных дислокаций с границей, успевают пройти полностью. При $T \approx 0,7 T_{пл}$ и размере зерен менее 10 мкм вклад проскальзывания по границам зерен становится настолько большим, что истинная деформация сплавов может превышать 2,5, что соответствует 10-кратному удлинению образца. Это явление назвали сверхпластической деформацией [14, 11].

Прочность и пластичность сплавов определяются одновременным влиянием разных структурных факторов. Это влияние не аддитивно и зависит от условий испытаний. Наиболее заметно изменяются свойства металла при введении легирующего элемента. Рассмотрим, например, как изменяются напряжения течения титана технической чистоты в зависимости от содержания водорода. При комнатной температуре растворимость водорода в титане крайне мала, и при его содержании более 0,25 ат. % в ГПУ решетке титана выделяются прочные и хрупкие частицы гидридов. В соответствии с общими закономерностями упрочнения сплавов частицами второй фазы, присутствие в титане гидридов приводит к повышению его прочности и уменьшению величины однородной деформации²² (рис. 5). Если методами деформационной обработки измельчить размер α -зерен (при этом неизбежно уменьшится размер гидридов, и увеличится плотность дислокаций в α -фазе, что усилит эффект зернограницного упрочнения), прочность сплавов дополнительно возрастет, а стадия однородной деформации сократится (рис. 5, три кривые сверху).

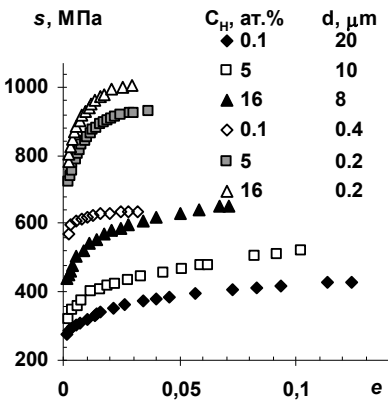


Рис. 5. Кривые $s-e$ титана с разным содержанием водорода и размером зерен²³, $T = 25^\circ\text{C} = 0,15 T_{пл}$

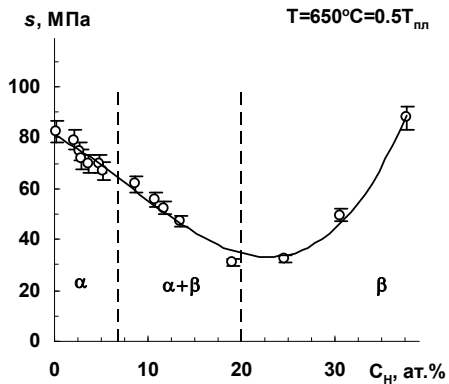


Рис. 6. Влияние растворенного водорода на напряжение течения титана ($e = 0,02$)

²²Приведенные на рис. 5 кривые $s-e$ построены по результатам обработки кривых растяжения $P-\Delta l$. Стадия локализованной деформации на них отсутствует, т. к. испытания проводились без использования тензодатчиков.

²³Кривая для состояния $C_H = 0,1$ ат. %, $d = 0,4$ мкм построена по данным С. П. Малышевой.

При температурах выше 300 °С гидриды в титане растворяются, и появляется возможность оценить влияние растворенного водорода на свойства α -фазы титана (с ГПУ решеткой), β -фазы (с ОЦК решеткой) и свойства двухфазных ($\alpha + \beta$)-сплавов с разной объемной долей фаз [15, 16]. В хорошем соответствии с общими правилами оказались только результаты исследования ($\alpha + \beta$)-сплавов. Действительно, с добавлением водорода увеличивается объемная доля менее прочной β -фазы, и напряжения течения двухфазной смеси уменьшаются (рис. 3 г, б). Вместо ожидаемого эффекта твердорастворного упрочнения, увеличение содержания водорода в α -фазе титана приводит к снижению напряжений течения (рис. 6). В тоже время, β -фазу титана растворенный водород упрочняет аномально сильно. Величина этого упрочнения пропорциональна квадрату атомной концентрации ($\sim C_H^2$) [15], тогда как обычно для растворов внедрения показатель степени m в уравнении (4) равен 1/2 [11]. Одна из причин столь необычного влияния водорода на напряжения течения α - и β -фаз титана связана с изменением упругих модулей этих фаз при растворении водорода [17]. Экспериментально показано, что 4 ат. % водорода, растворяясь в α -фазе титана, снижают ее упругие модули на ~ 10 –12 %, модули упругости β -фазы возрастают более чем на 40 % при увеличении в ней содержания водорода от 0,05 до 22 ат. %. Подобно напряжениям течения, модули упругости β -фазы титана увеличиваются пропорционально квадрату атомной концентрации водорода. На фоне многочисленных данных о слабом влиянии растворенных элементов на модули упругости эти экспериментальные данные выглядят очень неожиданно и заслуживают внимания. Еще одна возможная причина разупрочнения α -титана при растворении водорода рассматривается в работе [18]. Авторы обнаружили, что торможение подвижных дислокаций атмосферами атомов O, C, Fe, которые присутствуют в технически чистом титане в виде примесей, ослабляется при растворении 4,7 ат. % H, т. е. водород снижает эффект динамического деформационного старения в α -титане. Эти примеры подчеркивают, что аномальное поведение материалов под нагрузкой, наблюдаемое в эксперименте, часто не противоречит общим принципам структурного упрочнения.

Для объяснения и прогнозирования особенностей поведения материала в конкретных условиях необходим всесторонний анализ многообразных факторов, влияющих на его свойства.

Автор благодарит за финансовую поддержку РФФИ, проект №09-02-92666-ИНД-а.

Список литературы

1. Политехнический словарь. Гл. ред. И. И. Артоболевский. – М.: "Советская энциклопедия", 1976.
2. Металлы. Методы испытаний на растяжение. ГОСТ 1497-84. – М.: ИПК Издательство стандартов.

3. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1983.
4. Бернштейн М. Л., Займоский В. А. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1979.
5. Чалмерс Б. Физическое металловедение. Пер. с англ. В. А. Алексеева, В. К. Григоровича. Под ред. А. К. Натансона. – М.: ГНТИЛ по черной и цветной металлургии, 1963.
6. Новиков И. И. Дефекты кристаллического строения металлов. Учебное пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1983.
7. Штремель М. А. Прочность сплавов. Часть I. Дефекты решетки. Учебник для вузов. – М.: МИСИС, 1999.
8. Келли А., Гровс Г. Кристаллография и дефекты в кристаллах. Пер. с англ. С. Н. Горина, О. М. Кутаенко, В. С. Савченко. Под ред. М. П. Шаскольской. – М.: Мир, 1974.
9. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. Пер. с англ. Под ред. Б. Я. Любова. – М.: Мир, 1972.
10. Коттрел А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. Пер. с англ. М. А. Штремеля. Под ред. А. Г. Рахштадта. – М.: ГНТИЛ по черной и цветной металлургии, 1958.
11. Штремель М. А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. Учебник для вузов. – М.: МИСИС, 1997.
12. Derby B. The dependence of grain size on stress during dynamic recrystallization // Acta. mater. N 5, 1991. Vol. 39. P. 955–962.
13. Мекинг Х., Готштейн Г. Возврат и рекристаллизация в процессе деформации. В кн. "Рекристаллизация металлических материалов". Пер. с англ. Под ред. Ф. Хесснера. – М.: Металлургия, 1982.
14. Бочвар А. А. Изв. АН СССР. ОТН. № 5, 1946. С. 743–752.
15. Senkov O. N. and Jonas J. J. Effect of Phase Composition and Hydrogen Level on the Deformation Behavior of Titanium-Hydrogen Alloys // Metallurgical and Materials Transaction A. 1996. Vol. 27A, July. P. 1869–1876.
16. Мурзинова М. А., Салищев Г. А., Афоничев Д. Д., Мазурский М. И., Мальшева Д. А. Влияние концентрации водорода на преобразование микроструктуры сплава ВТ1-0 при горячей деформации // Металлы. № 6, 2000. С. 73–79.
17. Senkov O. N., Dubois M., Jonas J. J. Elastic Moduli of Titanium-Hydrogen Alloys in the Temperature Range 20 to 1100 °C // Metallurgical and Materials Transactions A. 1996. Vol. 27A, December. P. 3963–3970.
18. Senkov O. N., Jonas J. J. Dynamic Strain Aging and Hydrogen-Induced Softening in Alpha Titanium // Metallurgical and Materials Transactions A. 1996. Vol. 27A, July. P. 1877–1887.

**BASIC RELATIONSHIPS BETWEEN ALLOY COMPOSITION
AND STRUCTURE AND ITS STRENGTH AND DUCTILITY.
MECHANICAL PROPERTIES OF TITANIUM ALLOYS
CONTAINING HYDROGEN**

M. A. Murzinova

Institute for Metals Superplasticity Problems Russian Academy of Sciences
(IMSP RAS)

The paper considers classical relationships between some of the structure features of commercial alloys and their strength and ductility, namely: dislocation density, concentration of solid solution, average grain sizes and phase composition of the alloy. Main reasons leading to change the mechanical properties of the alloys subjected to loading at different temperatures are analysed. General features of structure influence on mechanical properties are briefly reviewed based on the data represented for titanium alloys containing hydrogen.