

А.Ю.Борисенко

МЕХАНИЗМЫ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ЖЕЛЕЗА

Институт черной металлургии НАН Украины

Целью работы являлось выполнение аналитического обзора существующих механизмов твердорастворного упрочнения металлов. Обоснована необходимость учета влияния механизмов упрочнения твердых растворов на фазовые превращения, структуру и свойства металлических сплавов. Показано, что процессы образования аустенита при кристаллизации ответственны за формирование химической и структурной неоднородности стали, обуславливают сопротивление пластической деформации, структуру и свойства стали.

Ключевые слова: сталь, твердый раствор, структура, свойства

Актуальность работы. Согласно диаграмме фазового равновесия системы Fe-C, в зависимости от содержания углерода образование *аустенита* – твердого раствора углерода в γ -Fe – возможно путем различных фазовых переходов (рис.1):

1. При содержании углерода в железе до 0,1% жидкость (ж) кристаллизуется в δ -феррит (δ), который далее превращается в аустенит (γ): $ж \rightarrow \delta \rightarrow \gamma$.

2. В интервале концентраций 0,1...0,5% C при перитектическом превращении $ж_{ост.} + \delta \rightarrow \gamma$ происходит образование двух принципиально разных по происхождению γ -твердых растворов железа – из закристиаллизовавшегося δ -феррита путем полиморфного $\delta \rightarrow \gamma$ превращения и из оставшейся непревращенной в δ -феррит жидкости $ж_{ост.} \rightarrow \gamma$.

3. Увеличение содержания углерода от 0,5% до 2,14% способствует образованию аустенита путем кристаллизации жидкости: $ж \rightarrow \gamma$.

Примесные элементы и кинетика кристаллизации смещают указанные концентрационные области фазовых превращений относительно равновесного положения на диаграмме Fe-C (*здесь и далее примесными элементами (примесью) называются все химические элементы, независимо от их количества, способные растворяться в металле – основе сплава, специально введенные в него, либо как сопутствующие шихтовым материалам; слово «легирование» используется при его употреблении в анализируемом литературном источнике*). Способ образования аустенита, определяемый химическим составом (в первую очередь углеродом), кинетикой и последовательностью механизмов высокотемпературных фазовых переходов, влияет на кристаллохимическое строение твердого раствора γ -Fe. Это связано с эффектами дендритной ликвации (прямой, обратной или двойной) при кристаллизации $ж \rightarrow \delta$, $ж \rightarrow \gamma$ и твердофазной сегрегации при полиморфном превращении $\delta \rightarrow \gamma$ [1], которые являются неотъемлемыми составляющими соответствующих процессов образования аустенита и

служат естественной причиной возникновения в нем термодинамически неравновесного состояния. Различный по происхождению аустенит в системе Fe–C на рис.1 условно обозначен символами γ_1 , γ_2 , γ_3 и γ_4 . Приведенные на этом рисунке микроструктуры выявлены путем цветового окрашивания поверхностей шлифов образцов стали различного состава при травлении их в щелочном растворе пикриновой кислоты. Интенсивность окрашивания качественно характеризует общее (суммарное) содержание примесных элементов, в первую очередь – C, Si и P: чем темнее цвет, тем этих элементов больше.

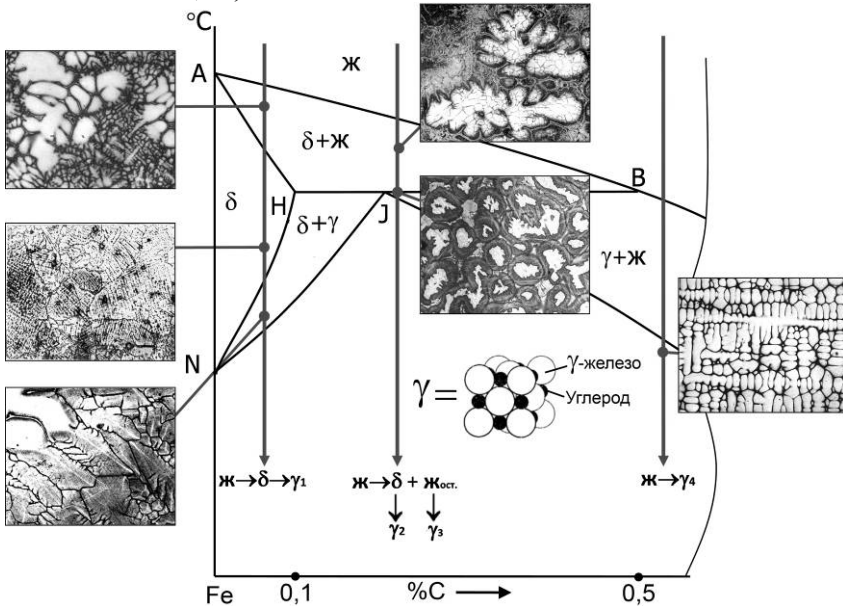


Рис.1. «Стальной» высокотемпературный угол диаграммы Fe–C с нанесенными микроструктурами (фотографии микроструктур из [1]), схематически соответствующих этапам образования аустенита различного происхождения

Существующая теория фазовых превращений и структурообразования в железных сплавах не учитывает влияние происхождения аустенита на его последующие превращения, структуру и свойства стали. Считается, что отраженная на диаграмме Fe–C γ -область характеризуется равномерным распределением углерода, концентрация которого определяется средним массовым составом стали.

Но даже при таком упрощенном представлении об аустените существуют большие трудности в более точном описании закономерностей распределения в нем углерода [2, 3]. Еще сложнее описать реальное состояние аустенита с позиций его фактической структурной и химической гетерогенности. Подобная ситуация, но со

своими особенностями, обусловленными типом кристаллической решетки железа и распределением в ней примеси, свойственна и продуктам распада аустенита: *ферриту* – твердому раствору углерода в α -Fe и *цементиту* – химическому соединению Fe_3C .

Образование твердых растворов всегда сопровождается повышением прочности материалов [4]. Различные механизмы кристаллизации стали приводят к образованию свойственной им гетерогенности аустенита, обуславливающей на атомно-кристаллическом уровне различные реологические свойства твердого раствора γ -Fe и прочность его атомных связей. Подобные эффекты характерны и продуктам распада такого неоднородного по составу, структуре и свойствам аустенита. Возникающее при этом особенности атомно-кристаллического строения фазовых и структурных составляющих влияют на их взаимодействие с движущимися дислокациями при внешнем нагружении, что, в свою очередь, определяет характер деформационного упрочнения и разрушения материалов. Поэтому формирование и поведение твердых растворов железа в поле различного рода напряжений следует рассматривать с позиций «механики гетерогенных систем». При этом общий характер влияния химического состава и однородности твердых растворов всех полиморфных модификаций железа на их пластическую деформацию и связанную с ней последующую рекристаллизацию типичен другим металлическим сплавам [5, 6].

В этой связи важно понимание физики процессов, происходящих на атомно-кристаллическом уровне взаимодействия атомов металлических твердых растворов с движущимися дислокациями, и их следствий.

Цель работы. На основании вышеизложенного, целью работы являлось выполнение аналитического обзора существующих механизмов твердорастворного упрочнения металлов, являющихся важными и неотъемлемыми элементами теории наследственной связи процессов структурообразования при кристаллизации, твердофазных превращениях и формирования свойств железоуглеродистых сплавов.

Изложение основных результатов работы. Согласно существующим представлениям под прочностью материалов понимают их способность к сопротивлению пластической деформации и разрушению под действием внешних нагрузок [7]. Так как деформация осуществляется путем образования и движения дислокаций, то прочность определяется сопротивлением этому движению, а точнее, напряжением, необходимым для скольжения дислокаций [8]. Этот процесс вызывает не только пластическое течение материала, но и зарождение в нем трещин, которые приводят к разрушению материала [7–10]. Следует отметить, что слово «разрушение» часто ассоциируется с необратимым макроскопическим повреждением материала, сопровождающимся разделением его на части. Однако на атомном и микроуровне нарушения периодичности (сплошности) кристаллической решетки за счет разрыва

межатомных связей тоже можно назвать разрушением, но только на своей иерархической ступени строения вещества. Разница заключается в количестве и объемном распределении разрушенных атомных связей. Общим следствием разрушения на макро-, микро- и атомном уровне является нарушение свойственной этому уровню структурной изотропности материала и появление одной или нескольких поверхностей раздела со своими индивидуальными свойствами и строением.

Причина упрочнения материалов при образовании твердых растворов заключается в блокировке дислокаций энергетическими атмосферами атомов примесных элементов [7, 11], возникающая вследствие их упругого и электрического взаимодействия.

В результате искажений решетки за счет разницы в размерах атомов растворителя и растворенных элементов образуется поле напряжений, которое взаимодействует с полем напряжений дислокаций. Приблизительно энергия такого взаимодействия определяется объемными изменениями, связанными с расположением растворенного атома и гидростатическим давлением, обусловленным краевой компонентой дислокации [11]. Максимальную энергию связи, весьма приближенно, можно определить

из уравнения: $U_m \approx \frac{1}{4} \mu a^3 \varepsilon$, где μ – модуль сдвига; a – параметр

решетки; ε – отношение разности радиусов растворенного атома и растворителя к радиусу атома растворителя.

Изменение энергии связи для металлов может меняться от 0,01 eV до 1 eV. Для углерода в α -Fe $U_m \approx 0,5$ eV, а для цинка в меди – около 0,1 eV [11]. Внедренные атомы, например углерод, обычно искажают решетку сильнее, чем атомы замещения и поэтому более прочно связаны с дислокациями. Для более точного расчета поля напряжений дислокации необходимо привлечение теории анизотропной упругости [12] с учетом различий между упругими свойствами растворенного элемента и растворителя.

Для того чтобы произошло упрочнение, наличия одного лишь взаимодействия растворенных атомов с дислокациями недостаточно. В весьма разбавленных твердых растворах, где растворенные атомы находятся на большом расстоянии друг от друга, плавное консервативное движение дислокаций через основу растворителя с однородно распределенными растворенными атомами не встречает существенного сопротивления, т.к. число растворенных атомов в энергетически выгодных местах постоянно [11]. Для ощутимой реализации эффекта твердорастворного упрочнения, согласно теории Мотта и Набарро, необходимо повышение энергии при скольжении, которое происходит в случае образования нескольких типов энергетически выгодных конфигураций дислокаций с растворенными атомами. Упрочнение происходит вследствие затраты дополнительной энергии при разрушении

дислокациями разных атомных конфигураций. Линия дислокации в матрице рассматривается как колеблющаяся упругая «струна», испускающая упругую энергию, которая «задевает» атом растворенного элемента [13]. Если концентрация растворенных атомов в кристалле меняется, что наблюдается при образовании твердых растворов железа, то меняются и периоды решетки растворителя, а значит – и упругие силы. Это приводит к торможению дислокаций, т.е. упрочнению. Для дальнейшего движения дислокаций или поддержания их прежней скорости перемещения необходимо повышение напряжения.

В твердых растворах умеренной концентрации указанный эффект имеет меньшее значение, т.к. растворенные атомы являются ближайшими соседями и искривление линии (амплитуды колебания энергии) единичной дислокации мало [11].

Если энергия связи между дислокацией и растворенным атомом порядка kT или больше, то растворенные атомы диффундируют к ядрам дислокаций, являющихся наиболее выгодными местами их сосредоточения, образуя атмосферы Коттрелла (рис.2). Под краем экстраплоскости дислокации в зоне растяжения происходит скопление атомов растворенного вещества, концентрация которых определяется следующим соотношением [7]: $C = C_0 \exp(-U/kT)$, где C_0 – средняя концентрация примеси в твердом растворе; U – энергия связи положительной краевой дислокации с растворенным атомом; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура.

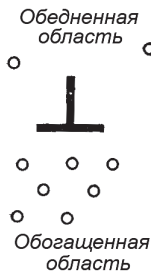


Рис.2. Адсорбированная атмосфера из примесных атомов вокруг краевой дислокации в случае, когда размер атома примеси (R) больше размера атома растворителя [14]; например, для сплавов Fe-Si $R_{\text{Fe}}=126 \times 10^{-12}\text{м}$, $R_{\text{Si}}=132 \times 10^{-12}\text{м}$

Если атмосфера Коттрелла насыщена примесными атомами, то $C=1$, а U максимально, т.е. равно U_m . Температура, при которой происходит насыщение определяется уравнением $T_n = U_m / k \ln(1/C_0)$ [7]. Выше этой температуры атмосферы Коттрелла рассасываются. Из-за большей энергии связи дислокаций с атомами внедрения, чем с атомами замещения, атмосферы Коттрелла менее устойчивы с последними и значительно более устойчивы с первыми. Т.к. процесс образования атмосфер Коттрелла диффузионный, то большое значение имеет коэффициент диффузии растворяющихся атомов. При уменьшении температуры эти атмосферы будут увеличиваться. Углерод и азот с α -Fe

имеют наиболее благоприятные температурно-диффузионные условия для образования атмосфер Коттрелла при комнатной температуре, которые устойчивы до ~ 400 °C [7].

Количество атомов углерода и азота для образования насыщенных атмосфер Коттрелла зависит от плотности дислокаций ρ . По расчетным данным для отожженного железа с $\rho=10^7 \dots 10^8$ см⁻² суммарное количество С и N составляет $10^{-3} \dots 10^{-4}\%$, а для закаленной стали со структурой мартенсита и $\rho=10^{11} \dots 10^{12}$ см⁻² эта величина составляет 0,2%. Максимальный радиус атмосфер Коттрелла для α -Fe равен ~ 7 нм при $U_m \approx 0,3 \dots 1,0$ eV.

Образование атмосфер Коттрелла из внедренных атомов способствует упрочнению сплава из-за блокировки ими дислокаций, для начала скольжения которых требуется большее напряжение. Это приводит к тому, что на диаграмме растяжения появляется зуб и площадка текучести. Прирост напряжения для отрыва дислокаций составляет [7]: $\Delta\tau = Um/b$, где m – плотность дислокаций, одновременно отрывающихся от атмосферы (обычно $\geq 10^4$ см⁻²); b – вектор Бюргера.

Упругое взаимодействие растворенных элементов с дислокациями изменяет другую, весьма важную, характеристику межатомной связи – параметры электронного взаимодействия атомов твердого раствора. Искажение решетки вблизи дислокаций приводит к перераспределению плотности электронов проводимости в области действия электрического поля [11]. Область разрежения вблизи края экстраплоскости дислокации из-за избытка электронов имеет слабый отрицательный заряд, а область сжатия – положительный, образуя слабый электрический линейный диполь, что и обуславливает электрическое взаимодействие между дислокациями и примесными атомами [15]. Однако это взаимодействие, как правило, значительно слабее, чем упругое. Эффекты, возникающие при электрическом взаимодействии между растворенными атомами и дислокациями, в общих чертах такие же, как и при их упругом взаимодействии.

Большую роль в твердорастворном упрочнении кристаллических тел играет энергия дефекта упаковки атомных слоев – $\gamma_{д.у.}$, т.к. она является функцией состава для сплавов, в которых имеются растянутые (расщепленные) дислокации [11, 15]. Дефект упаковки – это отклонение от нормальной для данного кристалла последовательности в расположении атомных слоев. Появление дефекта упаковки атомных слоев вызывает возрастание энергии электронного газа без изменения числа ближайших соседей и расстояния между ними. Поэтому с появлением дефекта упаковки связан избыток энергии, который называется энергией дефекта упаковки – $\gamma_{д.у.}$. Чем больше $\gamma_{д.у.}$, тем меньше склонность к возникновению самого дефекта упаковки. Для α -Fe с ОЦК решеткой $\gamma_{д.у.}$, определенная рентгеновским методом, равна

140 ± 40 эрг/см². Для Pb с ГЦК решеткой, реологические свойства которого подобны γ -Fe, значения $\gamma_{д.у.}$, полученные разными методами, составляют: минус 75 эрг/см² – теоретический расчет; 20 эрг/см² – расчет по энергии границы двойника; 50 ± 25 эрг/см² – расчет по низкотемпературной ползучести [16].

Влияние примесных элементов на $\gamma_{д.у.}$ имеет сложный характер и зависит от их электронного строения, количества и типа образующего ими твердого раствора (замещения или внедрения). Как правило, $\gamma_{д.у.}$ уменьшается при добавлении инородных атомов в решетку растворителя и тем сильнее, чем больше разность валентностей атомов примеси и основы (матрицы). Повышение $\gamma_{д.у.}$ (снижение склонности сплава к образованию дефекта упаковки) приводит к стабилизации матричной фазы: элементы, стабилизирующие фазу с ГЦК решеткой, снижают склонность твердого раствора к образованию дефекта упаковки (рост $\gamma_{д.у.}$); элементы, сужающие область существования фазы с ГЦК структурой, повышают склонность материала к образованию дефекта упаковки (снижение $\gamma_{д.у.}$). Например, в сплавах железа с никелем происходит стабилизация γ -Fe. Введение хрома в аустенитные стали, стабилизированные никелем, сужает γ -область, а сами стали при больших содержаниях хрома имеют чрезвычайно низкую энергию упаковки.

Согласно данным работы [16], полученным для деформированных и рекристаллизованных сплавов Ni-Co и Cu-Al, было установлено, что $\gamma_{д.у.}$ при повышении температуры растет. Эти данные согласуются с соображениями о повышении $\gamma_{д.у.}$ и устойчивости фазы с ГЦК решеткой с ростом температуры, если при этом на диаграмме состояния наблюдается расширение области ее существования.

Увеличение $\gamma_{д.у.}$ затрудняет расщепление дислокаций, уменьшает ширину полосы дефекта упаковки между частичными дислокациями. Это облегчает поперечное скольжение винтовых дислокаций. Различия поведения металлов с разной величиной $\gamma_{д.у.}$ при пластической деформации объясняются разной легкостью поперечного скольжения дислокаций. Чем больше $\gamma_{д.у.}$, тем раньше (по уровню напряжений и величине деформации) начинается интенсивное поперечное скольжение, дислокации легче обходят различные барьеры. В результате укорачиваются стадии легкого и множественного скольжения, снижается коэффициент деформационного упрочнения поликристаллов [17].

Вследствие физического взаимодействия между растворенными атомами и дефектами упаковки растворителя возникают атмосферы Сузуки. В результате этого краевые и реже винтовые дислокации оказываются заблокированными растворенными атомами. Чтобы дислокации оторвалась от такого скопления примесей требуется дополнительное напряжение $\Delta\tau_c$, зависящее от концентрации твердого раствора. Обычно $\Delta\tau_c \leq 10$ МН/м² [18]. Как видно, упрочнение по Сузуки,

также как и по Коттреллу основано на скоплении растворенных атомов вокруг дислокаций, но представляется этот процесс по-иному, чем механизм Коттрелла. Эта теория предполагает расщепление дислокаций с возникновением дефекта упаковки атомных слоев в ГЦК и ГПУ решетках. Самопроизвольный процесс образования атмосфер Сузуки уменьшает $\gamma_{д.у.}$ и тем самым увеличивает ширину растянутой дислокации. Эффект Сузуки реализуется как для винтовых дислокаций, так и для краевых и зависит только от наличия дефекта упаковки.

Атмосферы Сузуки в отличие от атмосфер Коттрелла термически устойчивы и могут сохраняться до высоких температур. Это особенно важно для упрочнения сплавов, работающих при высоких температурах. Температура, при которой типично существование сегрегации Сузуки, составляет около половины температуры плавления сплава и практически не зависит от скорости охлаждения. Максимальная разница в упрочнении по механизму Сузуки между закаленным и медленно охлажденным образцами составляет ~20% [11].

В ГЦК решетке дефект упаковки растянутой дислокации является тонкой прослойкой чередующихся слоев ГПУ решетки. Т.к. растворимость атомов в ГЦК и ГПУ решетках разная, то изменение $\gamma_{д.у.}$ – это результат различия в химическом составе между участком, занимаемым дефектом упаковки растянутой дислокации, и матрицей. Примесные атомы или диффундируют в дефект упаковки, или уходят из него при приблизительно постоянной их средней концентрации в общем объеме ГЦК решетки [15]. Энергия примесного атома около дефекта упаковки отличается от его энергии в идеальной решетке. Теоретические расчеты показывают [14], что энергия дефекта упаковки уменьшается как при увеличении около него содержания примесных атомов (адсорбция), так и в случае, если примесные атомы уходят с дефекта упаковки при уменьшении их содержания в сплаве (десорбция). В каждом случае адсорбции или десорбции результирующая энергия дефекта упаковки меньше, чем для дефекта упаковки с тем же составом, что и объем кристалла. Для металлических твердых растворов это обстоятельство весьма важно, так как позволяет теоретически представить процесс перераспределения примеси при дислокационном механизме фазовых переходов под действием напряжений. Например, можно ожидать, что примесные атомы замещения, дестабилизирующие матрицу с ГЦК структурой к ее переходу в ГПУ решетку, будут накапливаться на дефекте упаковки, имеющем ГПУ расположение атомов.

Упрочнение твердых растворов во многом зависит от порядка расположения (распределения) атомов примесных элементов в матрице. В общем случае атомы примесных элементов в твердых растворах не расположены беспорядочно, а, наоборот, распределяются по законам секториального и зонарного роста кристаллов [19, 20]. Та или иная степень локального порядка, т.е. преобладание одно- или разноименных

соседей существует всегда. Этот порядок, как показал Фишер, не должен быть очень большим, чтобы внести значительный вклад в твердорастворное упрочнение [11]. Двумерный локальный порядок показан на рис.3. Характеристикой локального порядка между

ближайшими соседями является параметр $\alpha_1 = 1 - \frac{p_{AB}}{m_A}$, где p_{AB} – вероятность того, что отдельные атомы сорта A будут ближайшими соседями атома сорта B ; m – молярная доля атомов сорта A , соответствующая указанной вероятности в неупорядоченном растворе.

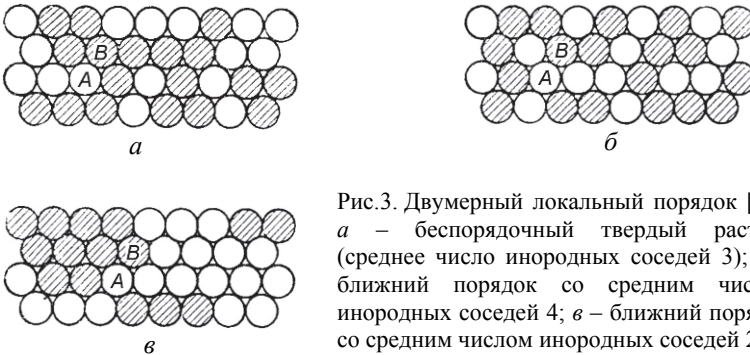


Рис.3. Двумерный локальный порядок [11]: a – беспорядочный твердый раствор (среднее число инородных соседей 3); b – ближний порядок со средним числом инородных соседей 4; v – ближний порядок со средним числом инородных соседей 2

Скольжение дислокаций при деформации решетки твердого раствора приводит к перемещению атомов растворенного вещества и изменению степени локального порядка (рис.4, a). Механизм упрочнения твердых растворов по Фишеру заключается в том, что для механического разупорядочения областей с ближним порядком при скольжении дислокаций требуется большее усилие. Скольжение на один вектор Бюргерса приводит количество связей между разноименными атомами к числу, примерно соответствующему неупорядоченному твердому раствору (рис.4, b). Дальнейшее скольжение не приводит к каким-либо изменениям, т.к. имеется корреляция только между ближайшими соседями (рис.4, v). Происходящее уменьшение числа связей между разноименными атомами требует затраты работы, т.к. в этом случае энергия между разноименными атомами меньше, чем между одноименными [11]. На рис.5 приведены данные упрочнения монокристаллов сплава золото–медь в упорядоченном ($AuCu_3$) и разупорядоченном (α -фаза: $Au-Cu$) состоянии. Скорость упрочнения упорядоченного твердого раствора значительна и часто близка к квадратичному характеру [7, 11].

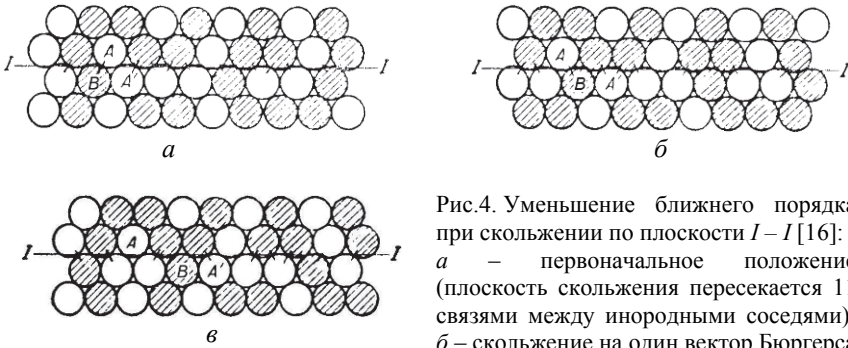


Рис.4. Уменьшение ближнего порядка при скольжении по плоскости $I-I$ [16]:
 а – первоначальное положение (плоскость скольжения пересекается 11 связями между инородными соседями);
 б – скольжение на один вектор Бюргерса

(плоскость скольжения пересекается 9 связями между инородными соседями);
 в – скольжение на два вектора Бюргерса (плоскость скольжения пересекается 9 связями между инородными соседями)

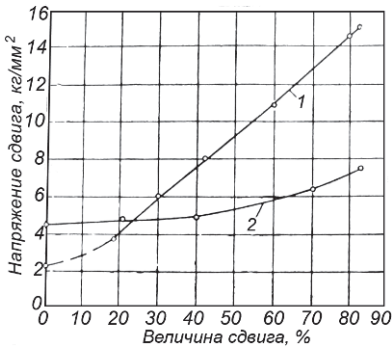


Рис.5. Кривые упрочнения при деформации в упорядоченном и разупорядоченном состоянии (Закс и Виртс) [4]: 1 – отжиг в течение 10 суток при 325 °С (упорядоченное состояние); 2 – закалка от 800 °С (разупорядоченное состояние)

Механизм упрочнения по Фишеру играет большую роль в упрочнении твердых растворов, особенно при высоких концентрациях растворенных элементов, возникающих, в частности, вследствие ликвации при кристаллизации $\delta \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \alpha$ и твердофазной сегрегации при полиморфных превращениях $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$. Считается, что при прочих равных условиях упрочнение, связанное с локальным порядком, в решетке ОЦК должно быть эффективнее, чем в ГЦК решетке [11].

Эффект упорядочения в расположении атомов в поле напряжений вокруг дислокаций под действием напряжения называется эффектом Снука [7, 14, 15]. Область упорядоченного расположения примесных атомов внедрения вокруг линии дислокации называют атмосферой Снука. Ее образование понижает свободную энергию кристалла.

При отсутствии напряжений атомы углерода и азота с одинаковой вероятностью заполняют октаэдрические пустоты в ОЦК решетке (например, α -железе) вдоль трех различных кристаллографических осей (рис. 6, а). Внешняя нагрузка возбуждает в кристаллической решетке поле

напряжений. В результате этого вдоль одного из направлений (рис. 6, б) увеличивается расстояние между атомами растворителя и тогда атомы внедрения располагаются преимущественно в этом направлении.

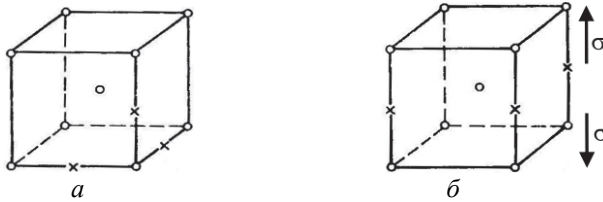


Рис.6. Схема образования атмосфер Снука в ОЦК решетке [7]: *a* – расположение атомов внедрения (x) в октаэдрических пустотах без напряжений; *б* – то же, но при действии растягивающих напряжений σ

Образование атмосфер Снука возможно и атомами замещения в ГЦК кристаллах. За счет перескока внедренных атомов из одних октаэдрических пустот в другие Снуковское упорядочение возникает значительно быстрее, чем образуются атмосферы Коттрелла в результате диффузии атомов на большие расстояния. Атмосферы Снука образуются, например, в мартенсите при закалке стали.

Твердорастворное упрочнение металлов обычно создает эффекты, легко наблюдаемые в поведении металлов в процессе их текучести [7, 21]. Наличие и величина явно выраженного предела текучести (σ_y) зависят от сопротивления препятствий, встречающихся на пути движения дислокаций, и от легкости, с которой они их преодолевают. Возможность поперечного скольжения в сплавах с ОЦК решеткой позволяет дислокациям легко обходить препятствия. Поэтому в них обычно наблюдается четко выраженный предел текучести. Наличие «зуба» или площадки текучести на кривой деформации металлов связано с действием различных механизмов упрочнения за счет взаимодействия атомов кристаллической решетки и дислокаций. В ГЦК сплавах расщепление растянутых дислокаций затрудняет поперечное скольжение, что обуславливает отсутствие «зуба» текучести или его малую величину.

Если дислокации заторможены по механизму Коттрелла или Сузуки, освободившись под действием возрастающего усилия деформации, они сразу продолжают движение. В случае упрочнения по Фишеру, как только одна или две дислокации пересекут плоскость скольжения и вдоль нее нарушится локальный порядок – дальнейшее скольжение будет беспрепятственным. В металлических сплавах реализуется множественное скольжение по нескольким плоскостям в отличие от чистых металлов, в которых происходит только единичное (тонкое) скольжение по основной кристаллографической системе плоскостей.

Механизм упрочнения по Фишеру может вызвать некоторые изменения в плоскости скольжения сплавов с ОЦК решеткой по

сравнению с чистыми металлами. При этом скальвающие напряжения, связанные с локальным порядком, зависят от индексов НКЛ, по которым происходит пересечение плоскости скольжения и проекции на нее вектора межатомных связей. Это определяет кристаллографические плоскости деформации скольжением. Так, например, в сплавах Fe–Si с увеличением содержания Si преобладает скольжение по плоскостям (110). Предполагается, что в сплавах Fe–Si имеется значительно развитый ближний порядок [11].

Влияние примесей сказывается на свойствах железа уже на самых ранних стадиях деформации (микродеформации) [22]. Изучение процессов микродеформации основывается на наблюдении дислокаций или линий скольжения многими методами [18, 23–25]. Экспериментально установлено, что на параметры микротечения (σ_E – предел упругости, σ_A – предел неупругости) существенно влияют примеси внедрения.

Предел текучести – это важнейшая характеристика прочностных свойств твердых растворов, оцениваемых на макроуровне. Начальной составляющей σ_T твердого раствора является напряжение Пайерлса–Набарро ($\sigma_{П-Н}$) – минимальное напряжение, необходимое для движения краевых дислокаций в кристалле [7]. $\sigma_{П-Н}$ определяется свойствами кристаллической решетки и характеризует в ней силы трения. Приблизленно для металлов $\sigma_{П-Н} \approx 2 \cdot 10^{-4} G$, где G – модуль сдвига металла растворителя. Для железа $G = 84000$ МПа, тогда $\sigma_{П-Н} \approx 17$ МПа.

В твердых растворах силы трения в решетке увеличены. По теории Мотта–Набарро атомы растворенного элемента вызывают локальные внутренние искажения, которые препятствуют движущимся дислокациям по механизмам, приведенным выше. Величина этих искажений зависит только от разности диаметров атомов растворителя и растворенного элемента, т.е. параметра несоответствия по размерам: $\delta_\alpha = \frac{1}{a} \cdot \frac{da}{dc}$, где da/dc – изменение параметра решетки твердого раствора в зависимости от атомной концентрации растворенного элемента.

Для разбавленных твердых растворов, к которым относятся стали обычного состава, $\delta_\alpha = \frac{a_M - a_P}{a_M}$, где a_M и a_P – параметры решетки матрицы

и растворенного элемента соответственно.

На рис.7 показана схема взаимодействия дислокации с растворенными атомами по Мотту–Набарро в твердом растворе. Под действием приложенного напряжения происходят прогиб и отрыв дислокации от A к B (рис.7,б). Критическое напряжение отрыва дислокации описывается уравнением [14]: $\tau_{крит.} = F/bL$, где F – сила взаимодействия дислокации с атомами растворенного элемента; b – вектор Бюргерса; L – расстояние между точками закрепления дислокации.

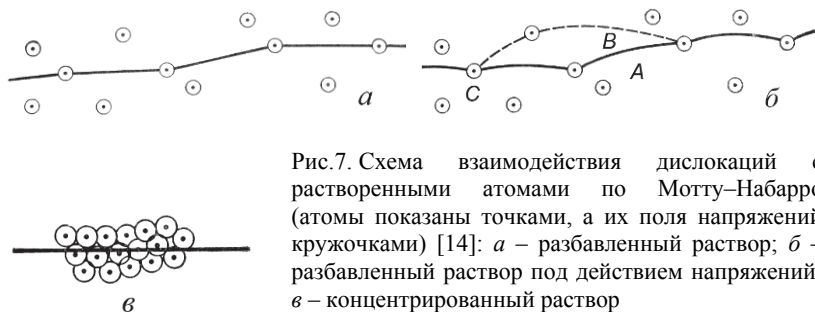


Рис.7. Схема взаимодействия дислокаций с растворенными атомами по Мотту–Набарро (атомы показаны точками, а их поля напряжений кружочками) [14]: *а* – разбавленный раствор; *б* – разбавленный раствор под действием напряжений; *в* – концентрированный раствор

При увеличении концентрации примесей величина L уменьшается, а $\tau_{\text{крит.}}$ возрастает. Однако эта зависимость небезгранична. При высоких концентрациях примесных атомов их поля деформаций перекрываются (рис.7,*в*). В этом случае дальнедействующие упругие поля напряжений, с которыми взаимодействует дислокация, являются среднеалгебраическими полями напряжений атомов примеси и равны нулю. Это приводит к тому, что дислокация, расположенная в скоплениях примесных атомов, становится прямолинейной и ее взаимодействие обуславливается, в основном, ядром [14].

Величина L обратно пропорциональна атомной концентрации растворенного элемента в твердом растворе C , а сила F пропорциональна параметру несоответствия δ_α ($F \approx \alpha G b^2 \delta_\alpha$). Коэффициент α отражает характеристики свойств матрицы и координаты поля напряжений [7]. При ряде допущений критическое напряжение течения концентрированного твердого раствора можно определить выражением: $\tau_{\text{крит.}} = 2,5 G \delta_\alpha^{3/4} C$, которое устанавливает связь напряжения течения твердого раствора с концентрацией атомов растворенного элемента и различием их размера с размером атомов матрицы. Для двойных сплавов железа с Ni, Al, Co, V, Si получено удовлетворительное соответствие эксперимента расчетам по Мотту–Набарро.

Среди элементов замещения: P, Be, Ti, Ni, Si, W, Mo, Al, Co, V, Cr наибольшее упрочняющее действие на железо оказывает фосфор (рис.8,*а*), наименьшее – хром. Еще более резкое изменение σ_T вызывают примеси внедрения – углерод и азот, особенно при концентрациях до тысячных долей (рис.8,*б*). По данным Коттрелла [24, 25] в деформированном железе с плотностью дислокаций $\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$ достаточно содержания углерода и азота в количестве $10^{-3} \dots 10^{-2}\%$ для полной блокировки дислокаций. В отожженном железе с плотностью дислокаций $\sim 10^8 \text{ см}^{-2}$ полная блокировка дислокаций происходит при $10^{-6} \dots 10^{-5}\%$ углерода и азота. Наиболее резкое повышение предела текучести железа наблюдается с понижением температуры (рис.8,*в*) [22]. Примеси внедрения существенно влияют на характер кривой напряжение – деформация железа, на которой

наблюдается острый перегиб – «зуб» текучести, появление которого обусловлено необходимостью повышения напряжения деформации для отрыва закрепленных примесными атомами дислокаций. Разница между напряжениями вблизи зуба текучести и верхним пределом текучести при растяжении железа, содержащего 0,03% С, при комнатной температуре со скоростью деформации $\sim 10^{-3}\text{с}^{-1}$ может достигать 50%. Снижение содержания примесей внедрения в железе менее 10⁻³% приводит к уменьшению зуба текучести и даже полному его исчезновению. Величина зуба текучести растет с понижением температуры и повышением содержания примесей. Он проявляется, начиная с более высоких температур в более загрязненном железе (рис. 9) [22].

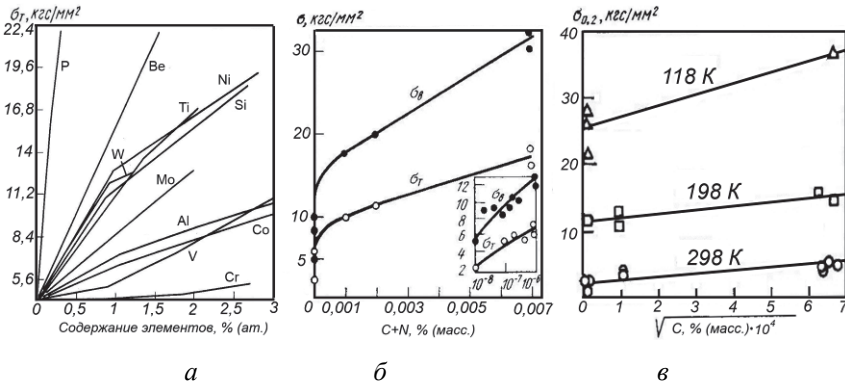


Рис.8. Влияние содержания элементов замещения (а) и внедрения (б, в) на прочностные характеристики железа [22]

Влияние примесных элементов на упрочнение железа имеет сложный характер и зависит от их количества, сочетания, условий получения и обработки сплавов, а также методики проведения исследований. Этими факторами можно объяснить имеющиеся расхождения данных по этому вопросу.

Так, например, в работе [7] считается, что вклад примесных элементов в упрочнение феррита аддитивен. При одновременном растворении в феррите нескольких элементов их влияние на упрочнение определяется суммой:

$$\Delta\sigma_T = \sum_{i=1}^n k_i c_i,$$

где k_i – коэффициент упрочнения феррита, равный

приросту предела текучести при растворении в нем 1% (масс.) i -того растворенного элемента; c_i – концентрация i -того элемента, растворенного в феррите. Значения k_i для различных элементов приведены в таблице.

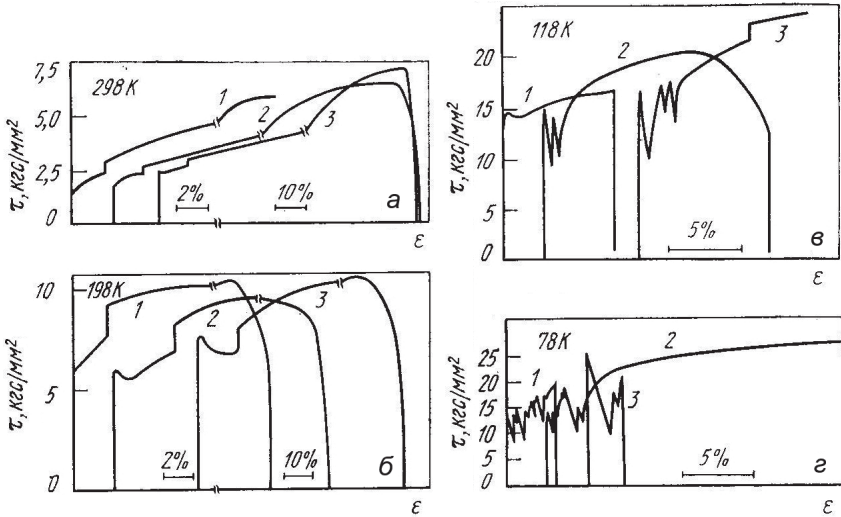


Рис.9. Кривые напряжения сдвига τ – деформация ε монокристаллов железа (ступеньки – увеличение ε в 10 раз) в зависимости от температуры испытаний и содержания углерода, % (масс.): 1 – $<5 \times 10^{-7}$; 2 – 9×10^{-5} ; 3 – 3×10^{-4} [22]

Таблица

Значения коэффициентов упрочнения феррита различными элементами [7]

Элемент	C, N	P	Si	Ti	Al	Cu	Mn	Cr	Ni	Mo	V
k_i , МПа / % (масс.)	4670	690	86	82	60	39	33	31	30	11	3

Однако отраженные в этой таблице данные по упрочнению феррита Mn, Cr и Ni плохо соотносятся с зависимостями изменения твердости феррита при его легировании, приводимыми А.П. Гуляевым [26] (рис.10,а). Например, согласно табличным данным, упрочнение никелем несколько меньше, чем хромом. Из рисунка же видно, что никель упрочняет феррит значительно сильнее, чем хром (рис.10,а). Совпадение же данных по характеру упрочнения кремнием и марганцем наблюдается только до их концентраций около 3%. При концентрациях этих элементов более 3,5% данные рис.10,а и таблицы противоположны. Возможной причиной изменения характера упрочнения железа кремнием и марганцем при их концентрациях более 3,5% является изменение строения твердых растворов и связанная с этим смена механизмов упрочнения.

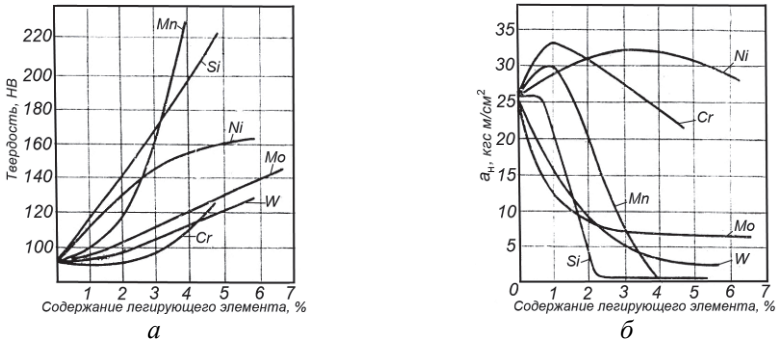


Рис.10. Влияние легирующих элементов на твердость (а) и ударную вязкость (б) феррита [26]

Различия в упрочнении феррита наблюдаются и при сопоставлении данных приведенной выше таблицы и рис.10,а с результатами упрочнения железа, отраженных на рис.8,а. В этом случае, однако, имеющиеся несовпадения могут быть связаны с тем, что на рис.8,а приведены результаты упрочнения α -железа, а на рис.10,а – феррита, т.е. твердого раствора углерода в α -железе.

Влияние химических элементов имеет важное значение на температуру перехода феррита из вязкого состояния в хрупкое (порог хладноломкости), что характеризует склонность стали к хрупкому разрушению. Mo, W, Mn и Si снижают вязкость феррита (рис.10,б). Упрочнение феррита примесными элементами отрицательно сказывается на его склонности к хрупкому разрушению [7]. Влияние легирующих элементов и содержания углерода на температуру вязко-хрупкого перехода железа приведено на рис.11.

В сплавах Fe–C аустенит как стабильная фаза существует при температурах выше линии A_{c3} (723...911 °C), что методически затрудняет изучение его строения и свойств. Поэтому влияние примесей на свойства аустенита часто изучается на сталях, содержащих γ -стабилизирующие элементы (Ni, Mn, Co), обеспечивающих его существование при комнатной температуре.

Влияние примесных элементов на поведение аустенита в общих чертах описывается приведенными выше теориями упрочнения твердых растворов. Упрочнение, определяемое разностью твердости (ΔHV) легированного и нелегированного аустенита, связанное с искажениями решетки (Δa) за счет разницы в размерах атомов, по данным Ирвина показано на рис.12,а: ΔHV тем больше, чем больше Δa . По данным Пиккеринга интенсивность упрочнения атомами внедрения (B, C, N) больше, чем атомами замещения, среди которых ферритообразующие элементы (W, Mo, V, Si) оказывают более интенсивное воздействие, чем аустенитообразующие (Cu, Mn, Co, Ni).

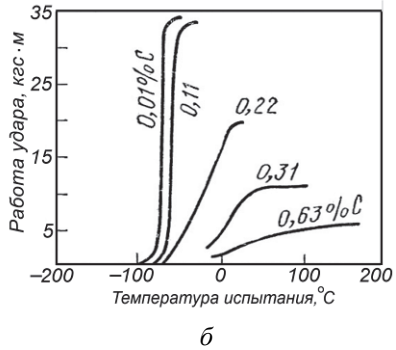
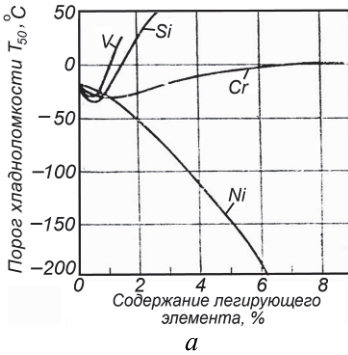
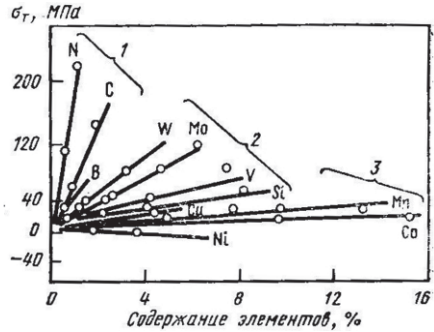
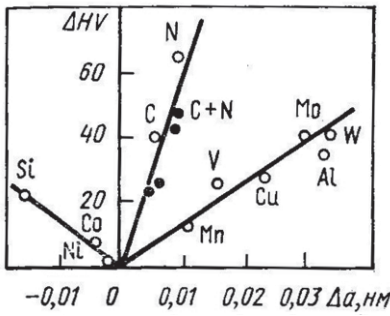


Рис. 11. Влияние легирующих элементов на порог хладноломкости (а) и содержания углерода на работу удара (б) железа [26]



а б

Рис. 12. Упрочнение хромоникелевого аустенита различными элементами [7]:

а – зависимость изменения твердости (ΔHV) от изменения периода решетки (Δa) при введении 1% (ат.) легирующего элемента; б – зависимость предела текучести σ_T от содержания легирующих элементов: 1 – элементы внедрения; 2 – ферритообразующие элементы замещения; 3 – аустенитообразующие элементы замещения

Наиболее распространенными γ -стабилизирующими элементами являются Ni и Mn, а аустенит полученных на их основе называют соответственно никелевым и марганцевым. По данным В. С. Литвинова (рис. 13,а) видно, что упрочнение, обусловленное повышением твердости при увеличении степени деформации марганцевого аустенита больше, чем никелевого.

Различия свойств аустенита в зависимости от свойств и примесных элементов обусловлены разной величиной $\gamma_{ду}$, которая определяет подвижность дислокаций. Чем меньше $\gamma_{ду}$, тем больше склонность металлов к образованию дефекта упаковки и выше их деформационное упрочнение. Большая вероятность образования дефекта упаковки (α)

марганцевого аустенита, чем никелевого при деформации в широком интервале температур, показанная на (рис.13,б), свидетельствует о его меньшей величине $\gamma_{д.у.}$ и связанным с этим более интенсивным деформационным упрочнением (рис.13,а).

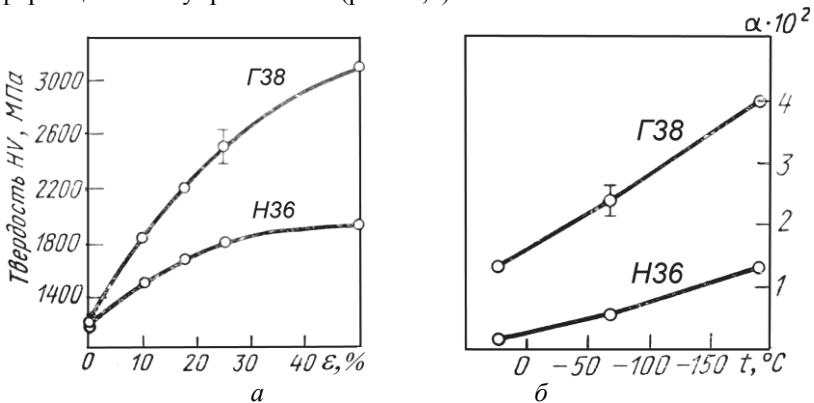


Рис.13. Зависимость твердости (а) и вероятности образования дефекта упаковки (б) марганцевого (Г38) и никелевого (Н36) аустенита от степени и температуры деформации [7]

В марганцевом аустените модуль нормальной упругости, величина которого (по напряжению трения решетке) зависит от сил межатомного взаимодействия, выше по сравнению с никелевым аустенитом. У него же больше и характеристическая температура Дебая. Это свидетельствует о большей величине межатомного взаимодействия в кристаллической решетке марганцевого аустенита, которое является в первую очередь следствием перераспределения электронов между атомами компонентов сплава. Исследования марганцевого и никелевого аустенита методом ядерной гамма-резонансной спектроскопии показывают, что атомы марганца и никеля по-разному взаимодействуют с атомами железа [7]. В марганцевом аустените более однородное пространственное распределение d -электронов железа, что усиливает связь его атомов.

Рассмотренные выше теории механизмов упрочнения твердых растворов разработаны и экспериментально подтверждены преимущественно на сплавах цветных металлов, являющихся методически более «удобными» для теоретических и экспериментальных исследований.

Сталь является сложной многокомпонентной системой твердых растворов железа с изменяющимся строением кристаллической решетки и составом растворенных в ней химических элементов, зависящих от внешних условий. Поэтому в стали должны реализовываться все механизмы упрочнения твердых растворов. При этом нет оснований утверждать, что для какого-то состава и условий существования стали

реализуется какой-то один механизм твердорастворного упрочнения, свойственный этим факторам. Можно говорить лишь о доминировании какого-либо из механизмов в зависимости от полиморфной модификации железа и сорта растворенных в ней атомов примесных элементов. Упрочнение твердых растворов, в т.ч. и железа, реализуется одновременно по нескольким механизмам и вклады предсказанных ими эффектов близки между собой. Так, например, в случае упрочнения по Сузуки вокруг расщепленных дислокаций решетка несколько искажена, поэтому в общем случае в металлах с ГЦК и ГПУ кристаллическими решетками теоретически возможны оба механизма твердорастворного упрочнения – химический (по Сузуки) и энергетический (по Коттреллу). Определить точно вклад каждого механизма в общее упрочнение сплава трудно. Поэтому необходимо оценивать общий вклад наиболее вероятных способов твердорастворного упрочнения для исследуемого сплава [7].

При отсутствии специального введения примесных элементов (легирования) в состав стали упрочнение твердых растворов железа осуществляется всеми имеющимися примесными элементами (Si, Mn, S, P, Cr, Al, N и др.), случайно попадающими в нее, среди которых углерод является основным упрочнителем.

Твердорастворное упрочнение железа в наибольшей степени изучено для его ОЦК кристаллической решетки на примере α -феррита – наиболее известного и распространенного представителя черных металлов, состояние которого существенно влияет на механические свойства стали.

Структура и свойства γ -железа с ГЦК решеткой менее изучены в связи с полиморфным $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением ниже критических температур его существования. Поэтому поведение аустенита как твердого раствора преимущественно показано на примерах нержавеющей сталей, в которых γ модификация железа существует за счет ее стабилизации γ -генными элементами. Это может вызвать вполне правомерный вопрос: реализуются ли эффекты механизмов твердорастворного упрочнения аустенита в обычных углеродистых сталях? Многие экспериментальные и теоретические данные, обобщенные в работе [27], показывают наличие и значительную роль дефекта упаковки в строении и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении аустенита, реализуя Снуковский механизм твердорастворного упрочнения. Зависимость $\gamma_{д.у.}$ от содержания углерода в стали, установленная Чарноком и Наттингом, приведена на рис.14 из работы [27]. Следует отметить, что эффективность повышения углеродом и азотом вероятности возникновения дефекта упаковки в аустените приблизительно одинакова [16].

Поскольку двойникование является одним из способов пластической деформации материалов, то на основании данных рис.15 можно утверждать, что аустенит в обычных углеродистых сталях испытывает пластическую деформацию и, соответственно, твердорастворное

упрочнение. Причиной пластической деформации аустенита должны быть внутренние напряжения, возникающие при термической обработке стали.

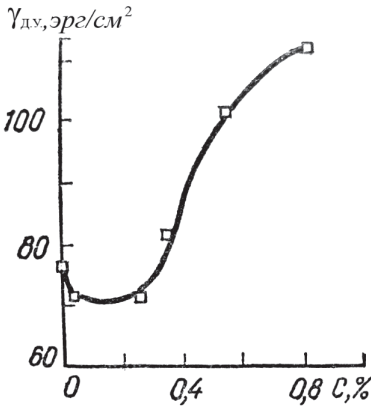
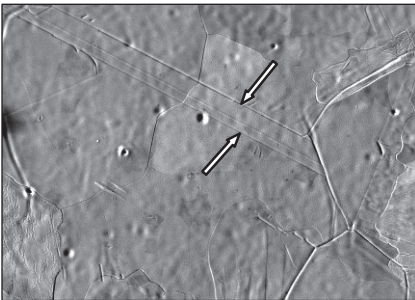
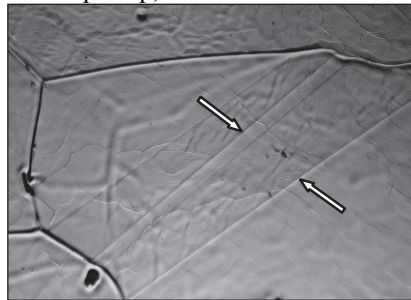


Рис. 14. Зависимость энергии дефекта упаковки аустенита от содержания углерода [27]

Упрочнение твердых растворов связано с их пластической деформацией и наличие признаков ее осуществления свидетельствует о реализации упрочнения. Приведенные на рис. 15 микроструктуры горячекатаной стали с 0,34% С и литой стали с 0,81% С, выявленные методом вакуумного травления, показывают наличие в них двойников аустенита, подобных двойникам аустенитных нержавеющей сталей, или двойникам в сплавах цветных металлов с ГЦК решеткой, например, Cu или Ni.



a



б

Рис. 15. Двойники аустенита (показаны стрелками) в микроструктуре горячекатаной стали с 0,34% С (*a*) и литой стали с 0,81% С (*б*), выявленной методом вакуумного травления. $\times 500$

Известно, что процессу образования двойников, связанному с возникновением дефекта упаковки, предшествует скопление дислокаций [5, 16, и др.]. Это свидетельствует о том, что аустенит испытывает пластическую деформацию скольжением и двойникованием, вызванную напряжениями при охлаждении стали. Следовательно, для аустенита обычных углеродистых сталей должны реализовываться все описанные выше и, возможно, другие – еще не известные механизмы твердорастворного упрочнения, реагирующие на распределение примесных элементов, связанных с особенностями его кристаллизации и

последующих обработок.

Заключение. В заключение приведенного обзора, не претендующего на исчерпывающую полноту освещения всех особенностей механизмов твердорастворного упрочнения металлов как таковых, следует отметить, однако, актуальность его выполнения в связи с необходимостью развития теории термической обработки металлов с позиций наследственной связи механизмов кристаллизации стали с механизмами превращений аустенита, ее конечной структурой и свойствами.

Существующая теория классифицирует механизмы полиморфных превращений железа в стали на: диффузионные (образование доэвтектоидного феррита, перлитное превращение), сдвигово-диффузионные (образование видманштеттового феррита, бейнитное превращение) и сдвиговое (мартенситное превращение). Реальная же структурная картина сталей показывает большую условность такой классификации, отмечаемую давно многими исследователями. Например, как объяснить известный факт одновременного присутствия в литых доэвтектоидных сталях структуры феррита, образующегося, согласно существующим представлениям, диффузионным путем по границам зерен аустенита, видманштеттового феррита, формирующегося по сдвиговому механизму внутри зерен, и перлита, являющегося продуктом диффузионного превращения? Как, исходя из существующих взглядов на фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах, объяснить в приведенной выше последовательности структурообразования чередование механизмов $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода: диффузионного – сдвигового – диффузионного?

Очевидно, что образование внутренней структуры металлов на всех ее иерархических уровнях существования является значительно более сложным процессом, чем принято считать. Этот процесс должен осуществляться непрерывно от металлического расплава до разрушения в твердом состоянии. Во всем периоде жизни металлических сплавов должно происходить одно и то же характерное для них природное явление, особенности протекания которого во времени зависят от внешних условий и фактического строения сплава. Таким явлением в конденсированных системах есть исчезновение исходных и возникновение новых геометрически упорядоченных атомных конфигураций путем направленного смещения атомов вещества относительно их первоначального положения. Для кристаллических тел это явление происходит путем пластической деформации решетки за счет движения дислокаций под действием релаксирующих напряжений различного происхождения. Именно эти процессы должны отвечать за особенности механизма осуществления полиморфных $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращений в железе и его сплавах.

В этой связи становится понятной роль химического состава и его однородности для осуществления превращений соответствующей

матричной фазы железа. Особенности образования аустенита при кристаллизации стали влияют на его химическую и структурную однородность, обуславливая различное сопротивление пластической деформации, воздействуя на превращения и структуру стали, влияние которой на ее свойства уже сейчас является аксиомой. При этом основополагающим явлением при пластической деформации твердых растворов железа является движение и взаимодействие дислокаций. Изменение состава твердых растворов приводит к изменению характера скольжения дислокаций, влияя на свойства материалов [28–30]. Весьма важным элементом движения дислокаций является подвижность и количество их перегибов, благодаря которым дислокации скользят во всех трех направлениях пространства. Именно этой способностью перемещения дислокаций объясняется явление аномальной пластической деформации металлов в системах металл–водород при их полиморфных превращениях [31]. Очевидно также влияние уровня напряжений и параметров, характеризующих их, на сам механизм пластической деформации – скольжением, двойникованием или сбросообразованием, ответственных за формирование соответствующей им структуры стали.

Неотъемлемым процессом, сопровождающим атомную перестройку кристаллической решетки железа любой полиморфной модификации, является диффузионное перераспределение атомов примесных элементов, осуществляемое на порогах переползающих дислокаций. Естественно, и этот процесс зависит от состояния твердого раствора железа и типа его кристаллической решетки.

Автор признателен профессору В.И.Шаповалову за критические замечания и рекомендации по работе.

1. *Кристаллизация и первичная структура конструкционных сталей* / [А. И. Яценко, В. Е. Хрычиков, Т. С. Хохлова и др.] – Днепропетровск: Журфонд, 2010. – 226 с.
2. *Гаврилюк В. Г.* Распределение углерода в стали / В. Г. Гаврилюк. – К.: Наук. думка, 1987. – 208 с.
3. *Могутнов Б. М.* Термодинамика железоуглеродистых сплавов / Б. М. Могутнов, И. А. Томилин, Л. А. Шварцман. – М.: Металлургия, 1972. – 328 с.
4. *Паркер Э. Р.* Принципы упрочнения твердых растворов / Э. Р. Паркер, Т. Х. Хэзлетт // Структура металлов и свойства / под ред. М. Л. Бернштейна. – М.: Metallurgizdat, 1957. – С. 36 – 75.
5. *Горелик С. С.* Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
6. *Хесснер Ф.* Рекристаллизация металлических материалов / Ф. Хесснер. – М.: Металлургия, 1982. – 352 с.
7. *Гольдштейн М. И.* Металлофизика высокопрочных сплавов / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
8. *Механизмы упрочнения твердых тел* / под ред. М.Л. Бернштейна. – М.:

- Металлургия, 1965. – 367 с.
9. *Финкель В. М.* Физика разрушения / В. М. Финкель. – М.: Metallургия, 1970. – 376 с.
 10. *Финкель В. М.* Портрет трещины / В. М. Финкель. – М.: Metallургия, 1981. – 160 с.
 11. *Флин П. А.* Упрочнение при образовании твердых растворов / П. А. Флин // Механизмы упрочнения твердых тел; под ред. М. Л. Бернштейна. – М.: Metallургия, 1965. – С. 25 – 56.
 12. *Лехницкий С. Г.* Теория упругости анизотропного тела / С. Г. Лехницкий. – М.: Наука, 1977. – 416 с.
 13. *Хиббард У.Р.* Обзор механизмов упрочнения / У. Р. Хиббард // Механизмы упрочнения твердых тел; под ред. М. Л. Бернштейна. – М.: Metallургия, 1965. – С. 9 – 24.
 14. *Хирт Дж.* Теория дислокаций / Дж. Хирт, И. Лоте. – М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.
 15. *Новиков И. И.* Дефекты кристаллического строения металлов / Новиков И. И. – М.: Metallургия, 1983. – 232 с.
 16. *Вишняков Я. Д.* Дефекты упаковки в кристаллической структуре / Я. Д. Вишняков. – М.: Metallургия, 1970. – 216 с.
 17. *Золоторевский В. С.* Механические свойства металлов / В. С. Золоторевский. – М.: МИСИС, 1998. – 400 с.
 18. *Физическое металловедение.* В 3-х томах / под ред. Р. У. Кана, П. Т. Хаазена // Т. 3: Физико-механические свойства металлов и сплавов. – М.: Metallургия, 1987. – 663 с.
 19. *Лемлейн Г. Г.* Морфология и генезис кристаллов / Г. Г. Лемлейн. – М.: Наука, 1973. – 328 с.
 20. *Современная кристаллография:* в 4 т. / Чернов А.А., Гиваргизов Е. И., Багдасаров Х.С. и др. – М.: Наука, 1980 – Т. 3. Образование кристаллов. – 1980. – 408 с.
 21. *Коттрелл А. Х.* Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А. Х. Коттрелл. – М.: Metallургиздат, 1958. – 267 с.
 22. *Каменецкая Д. С.* Железо высокой степени чистоты / Д. С. Каменецкая, И. Б. Пилецкая, В. И. Ширяев. – М.: Metallургия, 1978. – 248 с.
 23. *Класен-Неклюдова М. В.* Дислокации и механические свойства кристаллов / М. В. Класен-Неклюдова, В. Л. Инденбом. – М.: Изд-во «Иностранной литературы», 1960. – 552 с.
 24. *Электронная микроскопия и прочность кристаллов.* – М.: Metallургия, 1968. – 520 с.
 25. *Амелинкс С.* Методы прямого наблюдения дислокаций / С. Амелинкс. – М.: Мир, 1968. – 440 с.
 26. *Гуляев А. П.* Металловедение / А. П. Гуляев. – М.: Metallургия, 1977. – 647 с.
 27. *Петров Ю.Н.* Дефекты и бездиффузионное превращение в стали / Ю. Н. Петров. – М.: Наука, 1978. – 262 с.
 28. *Лубинец С. В.* Пластичность и прочность монокристаллов CdTe и CdZnTe при температурах 77–300 К / С. В. Лубинец, Л. С. Фоменко // ФТТ. – 1989. – Т.31. – №2. – С. 145–150.
 29. *Бережкова Г. В.* Пластические свойства слоистых кристаллов LiF–LiF:Mg²⁺ при высоких температурах / Г. В. Бережкова, Н. П. Скворцова, А. В. Никифоров и др. // ФТТ. – 1989. – Т.31. – №2. – С. 252–254.

30. *Малыгин Г. А.* Особенности формирования полос скольжения при пластической деформации слоистых кристаллов / Г. А. Малыгин // ФТТ. – 1999. – Т. 41. – №2. – С. 252–258.
31. *Шаповалов В. И.* Легирование водородом / В. И. Шаповалов. – Д.: Журфонд, 2013. – 385 с.

*Статья рекомендована к печати
докт.техн.наук И.Г.Узловым*

А.Ю.Борисенко

Механізми твердорозчинного зміцнення заліза

Метою роботи є виконання аналітичного огляду існуючих механізмів твердорозчинного зміцнення металів. Обґрунтовано необхідність врахування впливу механізмів зміцнення твердих розчинів на фазові перетворення, структуру і властивості металевих сплавів. Показано, що процеси утворення аустеніту при кристалізації відповідальні за формування хімічної та структурної неоднорідності, обумовлюють опір пластичній деформації, структуру і властивості сталі.

Ключові слова: *сталь, твердий розчин, структура, властивості*

A. Yu. Borisenko

Mechanisms of solid-solution strengthening of iron

The aim of the work was to perform an analytical review of existing solid-solution strengthening mechanisms of metals. The necessity of taking into account the influence of solid solution strengthening mechanisms to phase transformations, structure and properties of metallic alloys. It is shown that the processes of formation of austenite during crystallization is responsible for the formation of chemical and structural heterogeneity steel determine the resistance to plastic deformation, the structure and properties of the steel.

Keywords: *steel, a solid solution structure, properties*