

УДК 539.2.:669.017.3 (575.2) (04)

УПРОЧНЕНИЕ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ЗА СЧЕТ ПЕРЕВОДА ЕЕ В КРИТИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ

С.С. Мищенко – канд. физ.-мат. наук,

М.А. Ногаев – канд. физ.-мат. наук

The issues of the alloy steel capacity strengthening at the expense of its passage in critical state are considered.

В начале 70-х годов было открыта уникальная сталь с высокой прочностью и пластичностью (TRIP-сталь) [1]. Такое сочетание сделало ее одной из самых достойных для производства всевозможных конструкций. TRIP-сталь является нержавеющей, немагнитной, стойкой к ударным нагрузкам и обладает свойством сверхпластичности. Структура и свойства TRIP-стали формируются путем сложной обработки, включающей теплую деформацию высокой степени и фазовые превращения типа аустенит – мартенсит при последующем испытании при комнатной температуре (холодная деформация) [2,3].

Высокая степень тепловой деформации (40–80%) реализуется прокаткой, ковкой, штамповкой и другими способами при температурах 400–600°C. После тепловой деформации и дополнительной холодной деформации при комнатной или более низкой температуре предел текучести может достигать 180–200 кгс/мм² и пластичность стали – 15–20%. Сочетание высокой прочности и пластичности в стали достигается за счет образования мартенситной фазы в процессе холодного деформирования и испытания на прочность. При этом количество образовавшейся мартенситной фазы может достигать лишь 80%. Если образования мартенситной фазы довести до 100%, можно бы дополнительно поднять прочностные характеристики TRIP-стали. Такая воз-

можность ожидается, если сталь перевести в экстремальное (критическое) состояние.

Известно, что при некоторой температуре T_c поверхностное натяжение жидкостей исчезает, при этом обе фазы (жидкость и пар) становятся тождественными. Такое состояние характеризуется определенными значениями температуры T_c , давления P_c и объема V_c или плотности P_c и называется критическим состоянием.

По Гиббсу – Столетову в критическом состоянии вещество представляет собой предельный случай двухфазного равновесия, когда обе фазы становятся тождественными [4].

Система жидкость–пар в критическом состоянии – это однокомпонентная ($k = 1$) однофазная ($n = 1$) система. По правилу Гиббса число степеней свободы f критического состояния:

$$f = k - n = 0$$

Критическое состояние, с одной стороны, – равновесие двух фаз, обладает свойствами двух фаз, а, с другой, – состояние устойчивое однородное, которое обладает свойствами одной фазы. Явлением критической опалесценции занимались Смолуховский [5], Эйнштейн [6], Цирнике [7] и др.

Явления, протекающие в веществах при температурах, близких к критическим точкам P_c , T_c , ρ_c , называются критическими. Они разнообразны, к ним относятся оптические,

звуковые, электромагнитные: распространение, рассеяние, поглощение, преломление и др.

В начале 20-го века были обнаружены критические явления в магнитных материалах, они получили интенсивное исследование в работах Вейса, Изинга, Гейзенберга.

Позже обнаружены критические явления в сверхтекучем гелии ^4He , сверхпроводниках, сегнетоэлектриках и многих сплавах [8–10].

Фазовый переход вещества в критическое состояние имеет много общего с фазовым переходом II рода. Флуктуационно возникающая новая фаза происходит в масштабах всей системы и по своим свойствам мало отличается от исходных фаз. Тепло при этом не поглощается и не выделяется. Образование новой фазы не связано с поверхностной энергией. Знание свойств вещества в критическом состоянии необходимо во многих областях науки и техники: при создании энергетических установок на сверхкритических параметрах, установок для сжижения газов, разделения смесей на компоненты и т.п. [11].

В данной работе рассматривается принципиально новый переход вещества в критическое состояние нового типа, основанного на базе фазовых превращений мартенситного типа. В конструкционных сталях мартенситное превращение протекает между фазами, отличающимися симметрией, решетками Браве и механическими свойствами. Исходная фаза аустенит – парамагнитная переходит в мартенситную фазу при мартенситном превращении.

В критическом состоянии кристаллическая решетка новой фазы должна быть промежуточной между аустенитом и мартенситом, а по свойствам будет пара- ферромагнетиком. Характерным аналогом для стали можно считать критическое состояние чистого железа при температуре Кюри ($T_c = 1044\text{K}$). Фазовый переход II рода в чистом железе при температуре T_c происходит за счет изменения степени упорядочения спинов электронов без изменения кристаллической решетки [12].

До сих пор не было известно примеров перехода стали в критическое твердое состояние на базе превращения аустенитной фазы в мартенситную, отличающихся структурой и свойствами. В [13, 14] рассмотрен способ, обеспечивающий переход стали 52Х2Н25 в

критическое состояние при помощи сверхсильного импульсного магнитного поля напряженностью $H_c = 80\text{MA/m}$ при температуре $T = 670\text{ K}$. При этом обнаружено явление асимметрии деформации фаз в магнитном поле, которое управляет переходом стали в критическое состояние.

Переход в критическое состояние был возможен благодаря обнаруженному явлению асимметрии деформации фаз при мартенситном превращении в сильном магнитном поле. Переход из критического состояния в мартенситное является переходом нового типа с особым механизмом превращения и кинетикой, что позволит создавать материалы с новыми структурами и свойствами.

Влияние сильного импульсного магнитного поля на мартенситное превращение было открыто в 1961 г. академиком В.Д. Садовским и его сотрудниками [15]. Экспериментально было показано, что сильное магнитное поле способно повысить начало превращения в сталях на сотни градусов и тем самым существенно расширить ассортимент материалов, способных испытывать превращение. К таким материалам относятся сложнелегированные стали, в которых мартенситная точка M_s лежит в области абсолютного нуля температур.

Мартенситное превращение в магнитном поле протекает интенсивно (десятки процентов за время 10^{-3} , 10^{-4}c), что позволяет управлять кинетикой превращения, структурой и свойствами сталей. Появились новые способы термической обработки сталей в магнитном поле.

Итак, используя сильные магнитные поля и избирая условия тепловой деформации (температура и степень), можно привести сталь в экстремальное состояние, которое обеспечивает высокие прочностные и пластичные свойства. Эти уникальные свойства еще нигде не получены.

На начальном этапе работы проведены серии экспериментов с разными режимами обработки. Деформирование аустенитных образцов со степенью обжатия на 50–70% при температурах 550–650°C выявило ряд особенностей, характерных для этих сталей. На металлографических снимках отчетливо видны деформационные полосы (рис. 1).



Рис. 1. Пластическая деформация при 600°C на 50% (x160).

Внутри одного аустенитного зерна, как правило, реализуется одна система пластического течения. Аустенитные зерна сплющены в направлении следов деформационных полос (в направлении деформации). Изучение природы этих полос показало, что они состоят из внутренних двойников и пластин ϵ -фазы, количество этих полос растет с увеличением степени деформации.

Другая особенность для данного режима обработки – это повышение микротвердости образцов, упрочненных теплым наклепом и выдержанных при этой температуре (рис. 2). Повышение микротвердости объясняется эффектом старения, сопровождающимся выделением карбидов, образование которых приводит к обеднению γ -твердого раствора углеродом и легирующими элементами.

Неизбежным результатом этого процесса являются два эффекта, сопровождающие старение: увеличение интенсивности мартенситообразования и падение коэффициента деформационного упрочнения при фазовом переходе аустенит \rightarrow слабелегированный мартенсит, возникший из высокоотпущенного аустенита с меньшим содержанием углерода.

Изучение структурных процессов, происходящих в трип-стали, находящейся в аустенитном состоянии, показало, что небольшая пластическая деформация при комнатной температуре осуществляется как скольжением и двойникованием, так и ϵ -мартенситным и α -мартенситным превращением. Двойникование и ϵ -мартенситное превращение протекает в основном по одной и реже по двум систе-

мам {111} внутри одного аустенитного зерна (рис. 3).

При более высоких степенях холодной деформации аустенита наблюдается появление в зонах пластического течения кристаллов α -мартенсита. Проверка обычным магнитом показывает, что участок образца, где наблюдается пластическое течение, сильно ферромагнитен (наличие α -фазы) в отличие от участка, где нет пластической деформации. Итак, холодная деформация приводит к образованию α -мартенсита в аустенитной матрице, т.е. второй фазы. Количество этой фазы зависит от температуры деформации, выше 350°C α -мартенсит не образуется при любых степенях деформации (это точка M_d).

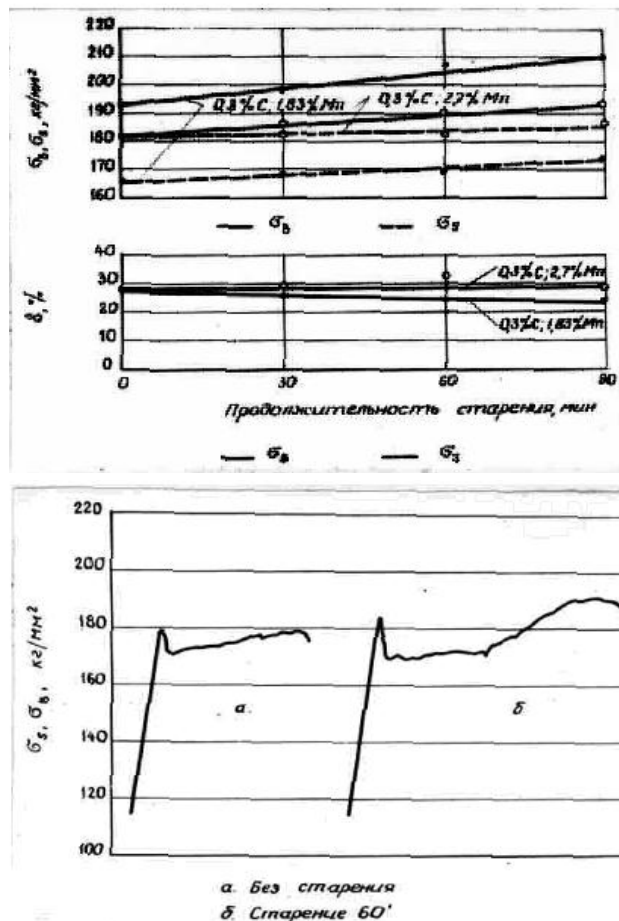


Рис. 2. Влияние температуры старения на микротвердость – а и вид диаграммы растяжения – б.

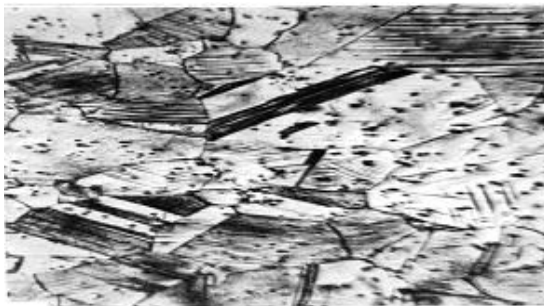


Рис. 3. Пластическая деформация при 20°C на 10% (x270).

Далее была проведена комплексная обработка исследуемых образцов, которая включала в себя предварительную теплую деформацию с последующей холодной деформацией. Этим самым выяснился характер полноты α -мартенситного превращения, а это есть решение основной задачи исследования приближения к состоянию, близкому к критическому в этих сталях.

Проведенный эксперимент показал, что интенсивность мартенситного превращения можно регулировать температурой и режимом путем предварительного теплого наклепа, который, как было отмечено выше, сопровождается процессами перераспределения углерода и обеднением γ -твердого раствора. После чрезмерно низких или чрезмерно высоких температур обжата мартенситное превращение протекает вяло. Варьируя количество образующего мартенсита, можно добиться увеличения коэффициента деформационного упрочнения этих сталей.

Исследование особенностей мартенситного превращения при деформации в трип-стали приводит к заключению, что превращение выступает здесь в качестве эффективного механизма пластической деформации и релаксации внутренних напряжений: вместе с высоким коэффициентом упрочнения за счет $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода, при этом достигается аномальная пластичность рассматриваемых сталей (рис. 4). Однако, хотя аномальная пластичность обусловлена мартенситным превращением, оно не является основным механизмом пластического течения. Показано, что максимальная пластичность реализуется лишь в том случае, если образованию кристаллов α -мар-

тенсита предшествует пластическая деформация исходной аустенитной матрицы.

Важным условием, позволяющим использовать мартенситное превращение в качестве механизма релаксации внутренних пиковых напряжений, является дисперсность мартенситных кристаллов. Каждый такой кристалл своим возникновением снимает локальное напряжение и, тем самым, предотвращает зарождение или приостанавливает трещины. За счет появления более прочной мартенситной фазы в тех микрообластях, где течение начинается раньше, увеличивается коэффициент деформационного упрочнения, а это обуславливает большое однородное удлинение.

Следовательно, для получения максимальной пластичности в каждом случае требуется своя оптимальная интенсивность превращения. Соответствующим подбором метода обработки можно получать высокопрочные материалы, пластичные в достаточно большом температурном интервале.

Перевод в критическое состояние проводили на стали, содержащей 0,3% С, 1,9% Mn, 9,3% Cr, 7,8% Ni, 4,0% Mo и 2,4% Si, в которой температура мартенситного превращения $M_s = 196^\circ\text{C}$, заготовки которой предварительно прокатывали в изотермических условиях при 900–1000°C со степенью деформации не менее 60% и закаливали в воде.

После приготовления образцов для термомеханических испытаний заготовки выдерживали в течение 30 мин. При температуре 600°C для снятия механических напряжений после теплой и дополнительной холодной деформаций при комнатной и более низкой температуре предел текучести может достигать 180–220 кгс/мм² и пластичности 15–20%.

Далее была проведена комплексная обработка исследуемых образцов по трем различным режимам. Первая серия образцов была продеформирована на 25% при комнатной температуре. Затем была нагрета до 650°C, затем после охлаждения на воздухе была дополнительно продеформирована на 25% при комнатной температуре.

При всех режимах обработок проводилось изучение структурных и прочностных свойств материала, а также исследовался характер разрушения по результатам фрактографического исследования. Проведенные исследования по-

казали, что наилучшие прочностные свойства достигаются при переводе материала в критическое состояние при комнатной обработке: теплая деформация со степенью обжатия 30%, а затем деформация при комнатной температуре на 30%. Фазовый рентгеноструктурный анализ позволил установить, что во всех случаях термомеханических воздействий образуется преимущественно мартенсит. Количество его не превышает 3–9% (что определяется чувствительностью метода) и мелкодисперсностью мартенсита воздействий. Наибольшее количество мартенсита (60%) образуется в третьем случае термомеханических воздействий.

Для получения критического состояния нами были использованы комплексные виды обработки: теплая деформация со степенью обжатия 30%, а также деформация при комнатной температуре на 30%.

Обработанные таким образом образцы исследовались с помощью сканирующего электронного микроскопа, рентгенографическим методом и измерялась микротвердость.

Количественный рентгеноструктурный анализ показывает наличие 35% α -фазы в сложнопластически деформированном образце. Теплая деформация приводит только к образованию 10%-го мартенсита. Мартенситные линии сильно размыты. Это обусловлено мелкодисперсностью кристаллов α -фазы, а также напряжениями II рода в деформированном образце.

Повышение прочностных характеристик в третьем виде термомеханических воздействий объясняется тем, что после теплой деформации образуются дефекты в аустените в виде дислокационных скоплений, полос скольжения, микродвойников, а также участков их пересечений, которые являются центрами зарождения мартенситных кристаллов. Изучение структурных процессов, происходящих в предлагаемой стали, находящейся в аустенитном состоянии, показало, что небольшая пластическая деформация при комнатной температуре осуществляется как скольжением и двойникованием, так и ε -мартенситным, а также α -мартенситным превращениями. Двойникование и мартенситное превращение протекает в основном по одной и реже по двум системам $\{111\}$ внутри одного аустенитного зерна (рис. 4).

При более высоких степенях холодной деформации аустенита наблюдается появление

в зонах пластического течения кристаллов мартенсита. Количество этой фазы зависит от температуры деформации, выше 350°C мартенсит не образуется при любых степенях деформации (это точка M_d). При деформации материала, в котором возникли центры роста мартенситных кристаллов, протекает превращение, обеспечивающее эффективное самоупрочнение и релаксацию микронапряжений, что и вызывает одновременное повышение предела прочности и сохранение прочности сталей.



Рис. 4. Электронная микрофотография – а и микроэлектронограмма – б образца после пластической деформации (трип-эффект).

Фрактографическое изучение изломов показывает, что во всех случаях они носят вязкий характер, но в зависимости от типа термомеханических обработок наблюдаются некоторые различия в характере разрушения. В образцах, деформированных только при комнатных температурах, преобладает разрушение типа “речного узора” (рис. 5 а). В материале, который претерпел теплую, затем холодную деформации, наряду с “речным узором”, имеются участки, несущие разрушения типа “ячейки-кратеры” (рис. 5 б).

Появление такой структуры излома свидетельствует о том, что в материале присутствует мелкокристаллический мартенсит, появление которого в целом не меняет вязкого характера излома; он также продолжает носить вязкий характер и разрушение сопровождается разрушением по остаточному аустениту и межфазным границам мартенсит-аустенит.

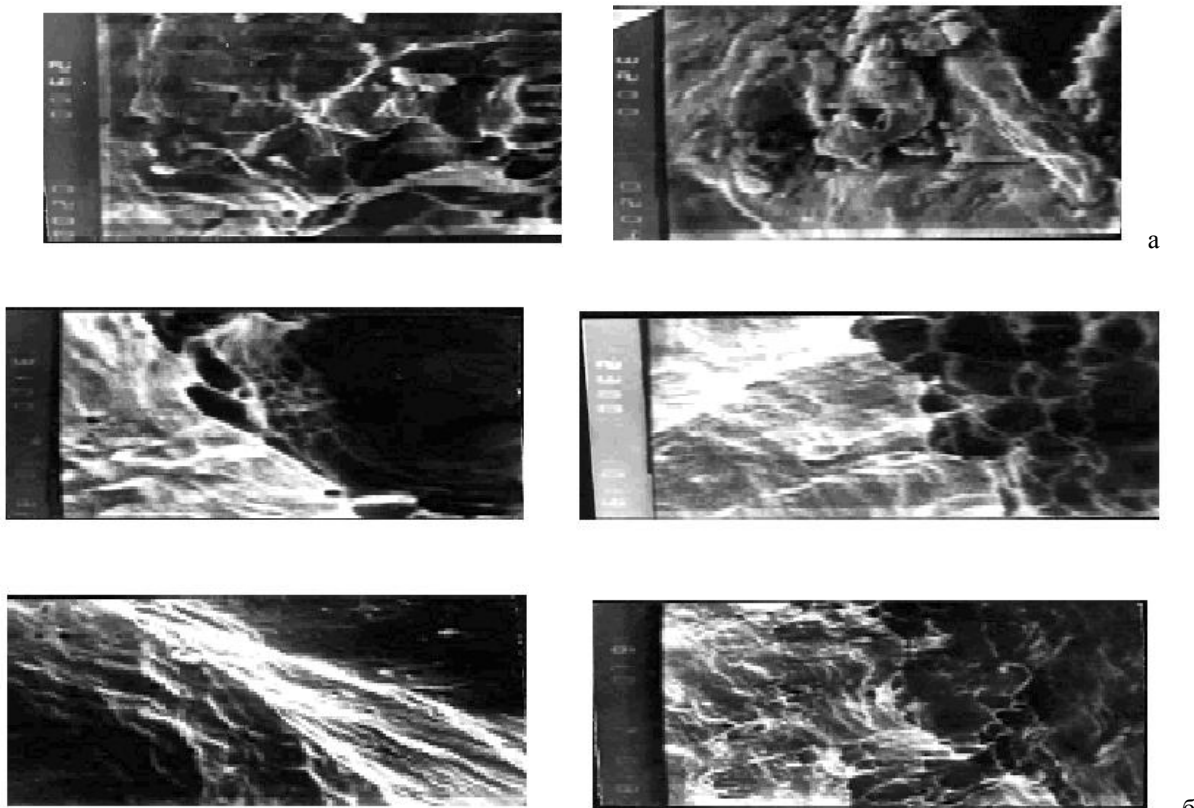


Рис. 5. Электронная микрофотография.

Сочетание высокой прочности и пластичности в этой стали достигается за счет образования мартенситной фазы в процессе холодного деформирования и испытаний на прочность. Измерение микротвердости образцов показывает, что микротвердость образцов, претерпевших комплексную обработку, выше микротвердости образцов, деформированных при комнатной температуре, на 10–15% (погрешность метода не более 5%).

Повышение прочности стали после теплой и холодной деформации (комплексная) по сравнению только с холодной деформацией, по-видимому, нельзя объяснить остаточным наклепом при теплой деформации. Скорее, объясняется переводом аустенита в критическое состояние, когда аустенитная фаза за счет повышения плотности дислокаций приближается по своим параметрам к мартенситной.

Таким образом, предварительная пластическая деформация на 25% при температурах

650–700°C приводит указанную сталь в критическое состояние, которое сопровождается образованием центров зарождения мартенситных кристаллов, активно реализующихся при холодной деформации на 25–30%, что и повышает прочностные характеристики и сохраняет высокую пластичность.

Аналогичные явления приводились в работе [16]. Но в ней были обнаружены только отдельные небольшие участки аустенитных образований, кристаллографические параметры которых соответствовали параметрам структуры α -фазы.

В проведенном нами исследовании такое соответствие параметров кристаллической решетки аустенита и мартенсита распространяется уже на весь объем, что позволяет говорить о переходе аустенита в критическое состояние при указанных способах обработки.

Свойства трип-стали после различных способов обработки

Термомеханические воздействия	Микротвердость, кГ/мм ²	Характер разрушения	Количество мартенсита, %
Закалка, теплая деформация	1300	Вязкий “речной узор”	30
Комнатная температура, степень деформации 25%, нагрев до 650°C	1315	Вязкий	20
Деформация на 25% при 650°C	1250	Вязкий	10
Деформация на 25% при температуре 650°C после охлаждения, деформация на 25% при комнатной температуре	1400	Вязкий; “речной узор” + “ячеистая структура”	50

Литература

1. *Zackay V.F., Parker E.R., Fark D. and Busch Trans R.. Of the ASM.* – V. 60. – №2. – 1971. – P. 252.
2. *Вироховский Ю.Г., Ногаев М.А. и др.* Физика металлов и металловедение. – Т. 32. – Вып. 2. – 1975.
3. *Айткожоев М., Ногаев М.А. и др.* Металлофизика. – Вып. 55. – Киев: Наукова думка, 1977.
4. *Базаров И.П.* Термодинамика. – М.: Высшая школа, 1991. – 376 с.
5. *Smoluchvski V.* // Ann der phys. – V. 25. – P. 205. – 1908.
6. *Einstein A.* // Ann der phys. – V. 33. – P. 1275. – 1910.
7. *Ornstein L.S., Zernike F.* // Proc. Sect. Sci. Kmed. Akad. Wet. – V. 178. – P. 793. – 1914.
8. *Фишер М.* Природа критического состояния / Пер. с англ. – М., 1968.
9. *Гинзбург В.Л., Леванюк А.П., Собянин А.А.* Рассеяние света вблизи фазовых переходов в твердом теле // УФН. –Т. 130. – 1980. – С. 4.
10. *Стенли Г.* Фазовые переходы и критические явления / Пер. с англ. – М.: Мир, 1973. – 419 с.
11. *Ландау Л.Д., Лишиц Е.М.* Статическая физика. – М., 1973.
12. *Ма Ш.* Современная теория критических явлений / Пер. с англ. – М.: Мир, 1980. – 289 с.
13. *Яхонтов А.Г., Ногаев М.А., Мищенко С.С.* Явление перехода стали в критическое состояние нового типа // Сб. науч. тр. – Бишкек, 2000. – С. 64–66.
14. *Ногаев М.А., Козырева Ю.В., Яхонтов А.Т.* Моделирование мартенситного превращения в сильном магнитном поле // Наука и новые технологии. – 2001. – №2. – С. 86–89.
15. *Садовский В.Д., Смирнов Л.В., Родигин Н.М. и др.* // Физика металлов и металловедение. – 1961. –Т 12. – С. 302–304.
16. *Ройтбурд А.Л., Эстрин Э.П.* Итоги науки и техники // ВИНТИ, 1970.