

ОЦЕНКА СКЛОННОСТИ К ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ С ПОМОЩЬЮ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЙ

В.Ю. СКУЛЬСКИЙ¹, В.В. ЖУКОВ¹, М.А. НИМКО¹, С.И. МОРАВЕЦКИЙ¹, Л.Д. МИЩЕНКО²

¹ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ПАО «Турбоатом», 61037, г. Харьков, пр-т Московский, 199. E-mail: office@turboatom.com.ua

Охарактеризована сущность проблемы образования трещин при отпуске. Показано, что условием зарождения таких трещин является низкая пластичность металла в период развития пластической деформации, вызванной релаксацией напряжений. В этих условиях важным охрупчивающим фактором является временно развивающееся вторичное твердение, связанное с процессом зарождения и выделения в матрице вторичных фаз. Поскольку различные по легированию стали в процессе отпуска ведут себя по-разному, в каждом конкретном случае представляет интерес оценка их возможной склонности к отпускной хрупкости. Описана методика высокотемпературных испытаний на растяжение, позволяющая оценивать пластические свойства металла в различных условиях отпуска. Склонность к отпускной хрупкости оценивали с использованием критерия величины относительного сужения $\psi \leq 25\%$. Исследован характер изменения пластичности сложнолегированных теплоустойчивых сталей при различных режимах отпуска, приводящих к состоянию вторичного твердения и после стадии твердения. Показано, что в период развития твердения стали имели низкую пластичность с характерным для такого состояния межзерненным разрушением. Определены критические режимы отпуска, при которых достигается состояние высокой пластичности, на основании чего можно судить об отсутствии склонности к отпускным трещинам. Библиогр. 9, табл. 1, рис. 8.

Ключевые слова: стали закаливающиеся, отпуск, трещины, вторичное твердение, пластичность при отпуске, условие высокой пластичности

Образование трещин в процессе отпуска или при повторном нагреве в термически упрочняемых сталях и их сварных соединениях является следствием сочетания трех факторов — структурного (обусловленного вторичным твердением), охрупчивающего (связанного с выделением на границах зерен вторичных фаз и сегрегаций примесей) и силового (в виде напряжений, вызванных образованием закалочных структур, усадкой металла либо приложенной внешней нагрузкой).

Силовой фактор, в основе которого лежит энергия упругих искажений, накопленных в кристаллической системе, при нагреве вызывает развитие релаксационной пластической деформации. В условиях пониженной пластичности, обусловленной вторичным твердением, деформация приобретает локальный характер — концентрируется на границах зерен или в области более податливых (мягких) структурных составляющих. Малый ресурс пластичности таких участков и дополнительная сегрегация примесей повышают вероятность зарождения микродефектов и образования трещин.

Трещины имеют малые размеры и, располагаясь внутри металла, могут остаться невыявленными, если неразрушающий контроль был выполнен до проведения завершающей термической обработки. Поэтому представляется важным заранее — до изго-

товления промышленных изделий — устанавливать возможность и условия образования таких трещин для принятия профилактических мер.

В исследовательской практике применяют различные методы проверки склонности сталей и их сварных соединений к охрупчиванию и образованию трещин при отпуске. Могут быть использованы как маломерные образцы из однородного металла, так и образцы, вырезанные из сварных соединений. В ряде случаев для испытаний требуется специальная оснастка или оборудование. Более удобными и менее затратными по времени являются экспериментальные методы, позволяющие исключить из цикла подготовки операции, связанные со сваркой, и использовать простые в изготовлении образцы малых размеров. Таким методом может быть высокотемпературное испытание на растяжение [1–3]. При этом критерием охрупчивания может служить величина относительного сужения $\psi = 25\%$ [3]: при меньших значениях металл склонен к отпускным трещинам. В более ранней работе А.Г. Винкер и А.В. Пенс [4] определили в качестве порогового значения $\psi = 20\%$.

Цель настоящей работы заключалась в изучении влияния режимов отпуска предварительно закаленных энергомашиностроительных сталей на отпускную хрупкость с применением метода высокотемпературных испытаний на растяжение.

Испытания проводили на установке Gleeble 380. Использовали цилиндрические образцы диаметром 10 мм с резьбовыми частями на концах для их закрепления в нагружающих захватах. Нагрев по заданному режиму осуществляли с помощью тока, пропускаемого через образец от подсоединяемых к нему медных прижимов. Для гарантированного разрушения в рабочей части (между прижимами) образцы в центре имели проточку меньшего диаметра (6 мм). В качестве опытных материалов использовали литую, ковкую и горячедеформированную теплоустойчивые стали ПЗ (15Х2М2ФБС), ЭИ415 (20Х3ВМФА) и Р91 (Х10СгМоVNb91 (типа 10Х9МФБ)). Термовременные диаграммы, ограничивающие области вторичного твердения, строили по результатам измерения твердости после различных режимов отпуска (различной выдержки при различных температурах) предварительно закаленных образцов. В данных опытах для стали Р91 использовали образцы металла швов с аналогичной системой легирования; полученные экспериментальные диаграммы твердения служили ориентиром для выбора условий последующих испытаний на растяжение с использованием образцов из горячедеформированной трубной стали. Применительно к испытаниям на растяжение при выбранных температурах применен следующий подход. Известно, что трещины отпуска образуются в результате медленно развивающейся пластической деформации — релаксационной ползучести (по данным работы [2] скорость деформации (относительного удлинения, %) составляет $10^{-4} \dots 10^{-5} \% / \text{ч}$). В таких условиях деформация инициирует выделение карбидных фаз, вызывающих охрупчивание границ зерен [5], и, предположительно, становится возможным перемещение примесных атомов вместе с движущимися дислокациями к границам. В обычных испытаниях на статическое растяжение скорости деформации выше и охрупчивание может не наблюдаться.

Как показали А.В. Дикс и В.Ф. Севедж [6] на примере никелевого сплава, высокотемпературное охрупчивание проявлялось при малых скоростях деформации; при растяжении со скоростью выше 25 мм/мин охрупчивающий эффект ослабевал и металл имел повышенную пластичность. В проводимых в настоящей работе испытаниях также создавали достаточно низкую скорость деформации образцов — скорость перемещения захватов составляла 0,04 мм/мин. Эксперимент включал два цикла нагрева (рис. 1). Первый цикл предусматривал нагрев образца до $t_{\max} = 1250 \text{ }^\circ\text{C}$ за 5 с, выдержку в течение 15 с и последующее ускоренное охлаждение до комнатной температуры со скоростью в интервале $600 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C} / \text{с}$ $w_{6/5} = 40 \text{ }^\circ\text{C} / \text{с}$. На этом этапе воссоздавали условие сварочно-

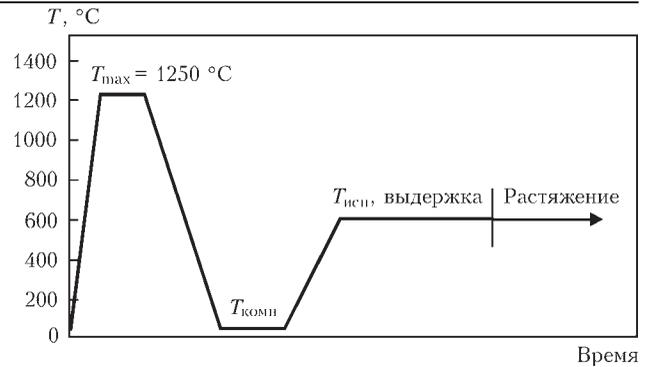


Рис. 1. Температурные циклы при выполнении экспериментов
го нагрева и закалки металла зоны термического влияния. Во время второго цикла выполняли медленный нагрев до требуемой температуры термической обработки (со скоростью $2 \text{ }^\circ\text{C} / \text{с}$), выдержку при установленной температуре в течение также предварительно выбираемого времени и затем производили деформацию образца (при этой же температуре). Температуру и выдержку устанавливали исходя из термовременных границ областей вторичного твердения. В одних случаях испытывали образцы после термической обработки, соответствующей достижению состояния твердения и, следовательно, низкой пластичности. В других — после режима обработки, обеспечивающего выход из области твердения, когда металл должен становиться более пластичным. За критерий выбран более «жесткий», по сравнению с критерием А.Г. Винкера и А.В. Пенса, показатель $\psi = 25 \%$. В экспериментах тепловой режим обработки оценивали с помощью параметра Ларсона–Миллера P_{LM} , который одновременно учитывает как абсолютную температуру T (в градусах Кельвина), так и время теплового воздействия на металл τ , ч: $P_{LM} = T(20 + \lg(\tau))$.

Предварительно проведенные исследования склонности ко вторичному твердению представлены на рис. 2. Зафиксированные области твердения имеют различные термовременные пределы. Общим является их сужение и смещение к малым длительностям выдержки с повышением температуры, что обусловлено усилением термической активации диффузии атомов в кристаллической системе, быстрым зарождением, выделением и укрупнением карбидных и карбонитридных фаз (в зависимости от систем легирования сталей) и, как следствие, быстрым переходом к стадии разрушения твердого раствора.

Режимы термической обработки образцов приведены в таблице. Позиции I и II соответствуют испытаниям в состоянии твердения и вне областей твердения.

Результаты показали, что в состоянии вторичного твердения металл склонен к хрупкому разрушению. Полученные в этих условиях значения ψ находились

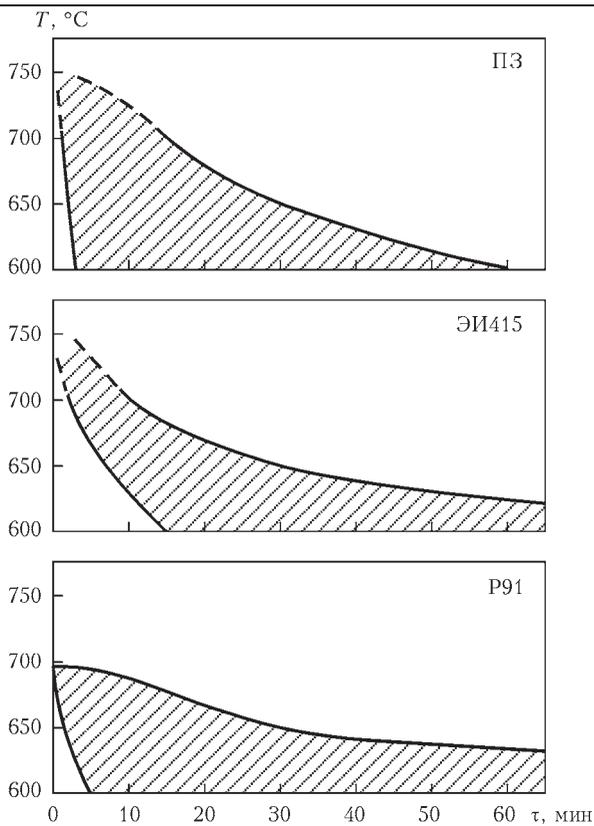


Рис. 2. Диаграммы вторичного твердения

на весьма низком уровне — в пределах 1,7...6 %. Образцы разрушались практически без утонения с характерным для такого состояния преимущественно межзеренным изломом* (рис. 3).

Как показано на рис. 4, низкая пластичность сохраняется в определенных интервалах термовременных параметров P_{LM} как в пределах областей вторичного твердения, так и за их границами. Граничные значения P_{LM}^F (наклонные штриховые линии), рассчитанные по диаграммам твердения, составляют: у сталей ПЗ и ЭИ415 в интервале 700...600 °С — $(17,5...18,9) \cdot 10^3$ и $(17,7...18,7) \cdot 10^3$ соответственно, у стали Р91 в интервале 550...500 °С — $15,8...16,2 \cdot 10^3$.

В отличие от сталей ЭИ415 и Р91, у которых значения ψ за пределами области твердения начинают возрастать, у стали ПЗ пластичность в некотором интервале режимов запредельного отпуска остается весьма низкой. Так, во время испытания при 700 °С после выдержки до 40 мин, что явно превышает оцененное экспериментально время завершения стадии твердения (около 15 мин), относительное сужение образцов из стали ПЗ оставалось на начальном низком уровне. Вероятно, в данном случае мог проявиться дополнительный вклад процесса активирования выделения карбидных фаз пластической деформацией в развитие твердения [5]. Это могло привести к смещению границ обла-

* В металлографических исследованиях принимала участие Т.А. Алексеенко.

Режимы термической обработки образцов

Сталь	Группа испытаний	№ образца	Отпуск $t, \text{ }^\circ\text{C}/\tau, \text{ мин}$	$P_{LM} \cdot 10^{-3}$
15X2M2ФБС (ПЗ)	I	1	600/20	17,04
		2	700/15	18,87
		3	700/15	18,87
	II	4	700/40	19,29
		5	740/20	19,78
		6	760/60	20,66
		7	750/100	20,69
		8	750/180	20,95
		9	780/60	21,06
20X3МВФ (ЭИ415)	I	1	600/20	17,04
		2	700/15	18,87
	II	3	700/40	19,29
		4	700/60	19,46
		5	740/100	20,48
		6	740/180	20,74
X10CrMoVNb91 (Р91)	I	1	520/20	15,48
		2	600/20	17,04
	II	3	600/20	17,04
		4	700/15	18,87
		5	760/10	19,86

сти твердения в сторону больших выдержек относительно их положения, установленного на основании измерений твердости. Также не исключается возможность вклада в дополнительное твердение и сдерживание улучшения пластичности процесса выделения при повышенной температуре (и деформации) карбидов иного типа [5, 7–9].

В целом же у исследованных сталей после завершения стадии твердения происходит возрастание высокотемпературной пластичности (рис. 4). Причем у стали Р91** этот переход происходит

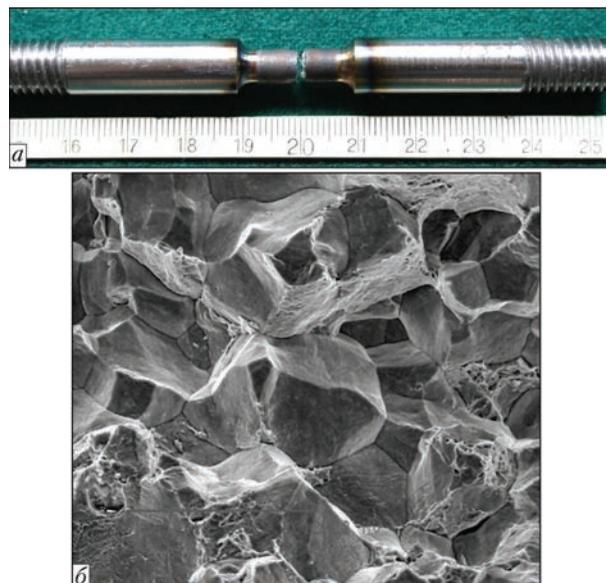


Рис. 3. Характер разрушения образца в условиях развития в металле вторичного твердения: а — образец после испытания; б — поверхность разрушения ($\times 600$)

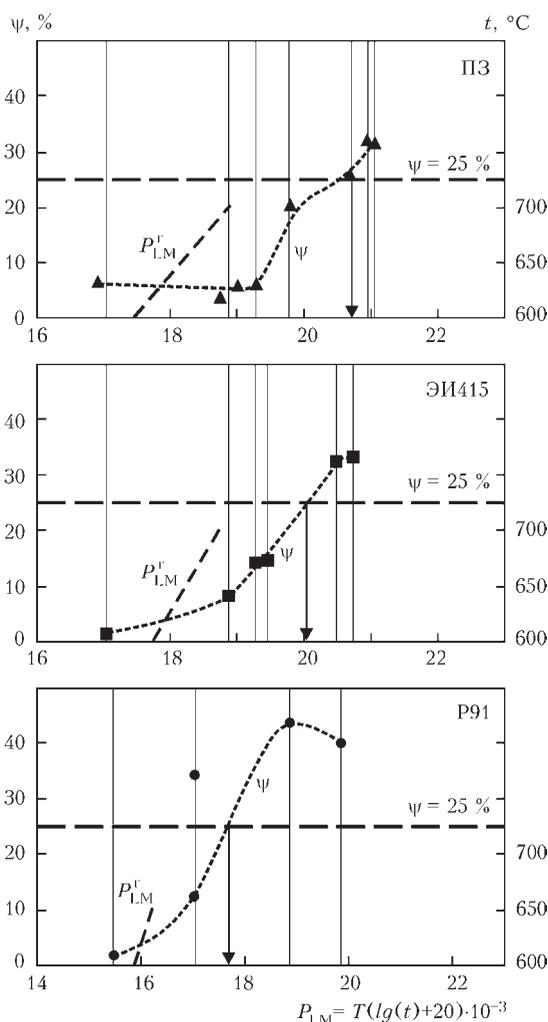


Рис. 4. Изменение относительного сужения ψ в зависимости от P_{LM}^r и связь термовременной границы областей твердения P_{LM}^r с температурой отпуска t

более резко — при меньших значениях и в более узком диапазоне параметра P_{LM}^r . В этих условиях относительное сужение возросло до более высокого уровня (не ниже 40 % при $P_{LM}^r \approx (18,9...19,9) \cdot 10^3$), чем у сталей ПЗ и ЭИ415. Последние были более «инертными» в процессе перехода от пониженной к высокой пластичности. Максимальные значения ψ достигли меньшего

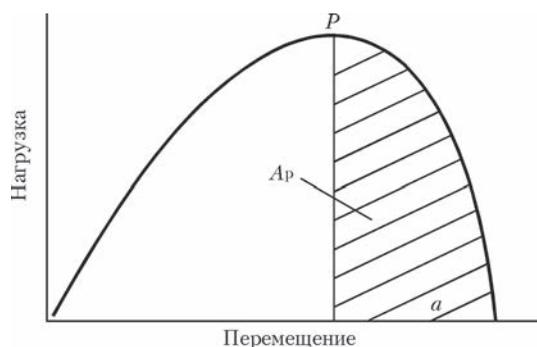


Рис. 5. Схема диаграммы растяжения и рассчитываемая площадь, соответствующая работе распространения разрушения A_p

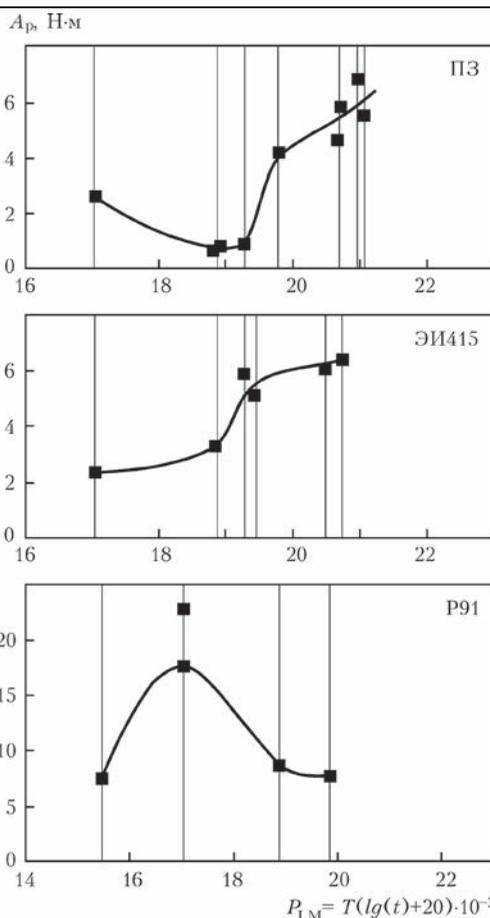


Рис. 6. Расчетные значения работы разрушения A_p

уровня и при больших значениях параметра P_{LM}^r : 32...33 % при $P_{LM}^r \approx 30 \cdot 10^3$ у стали ПЗ и 33...34 % при $P_{LM}^r = (25...27) \cdot 10^3$ у стали ЭИ415. По полученным экспериментальным кривым определены следующие критические значения параметра отпуска P_{LM}^r , при которых достигается критериальное относительное сужение 25 %: $20,7 \cdot 10^3$ для литой стали ПЗ, $20 \cdot 10^3$ для ковальной стали ЭИ415 и $17,6 \cdot 10^3$ для горячекатаной трубной стали P91.

Энергетической характеристикой сопротивления разрушению может служить работа распространения трещины, которая зарождается в образце после достижения определенной нагрузки (напряжения). Мерой работы распространения трещины A_p является площадь под частью диаграммы разрушения после момента появления трещины. Однако определение такой характеристики по диаграмме растяжения является неточным, поскольку трудно определить напряжение, при котором зарождается трещина. По этой причине проведенную в работе оценку сопротивления металла распространению трещины следует считать приближенной, хотя она и иллюстрирует

** Испытания при 600 °C/20 мин показали большой разброс значений ψ . В проводимом анализе свойств учитывали более низкое значение, как возможный худший вариант пластичности.

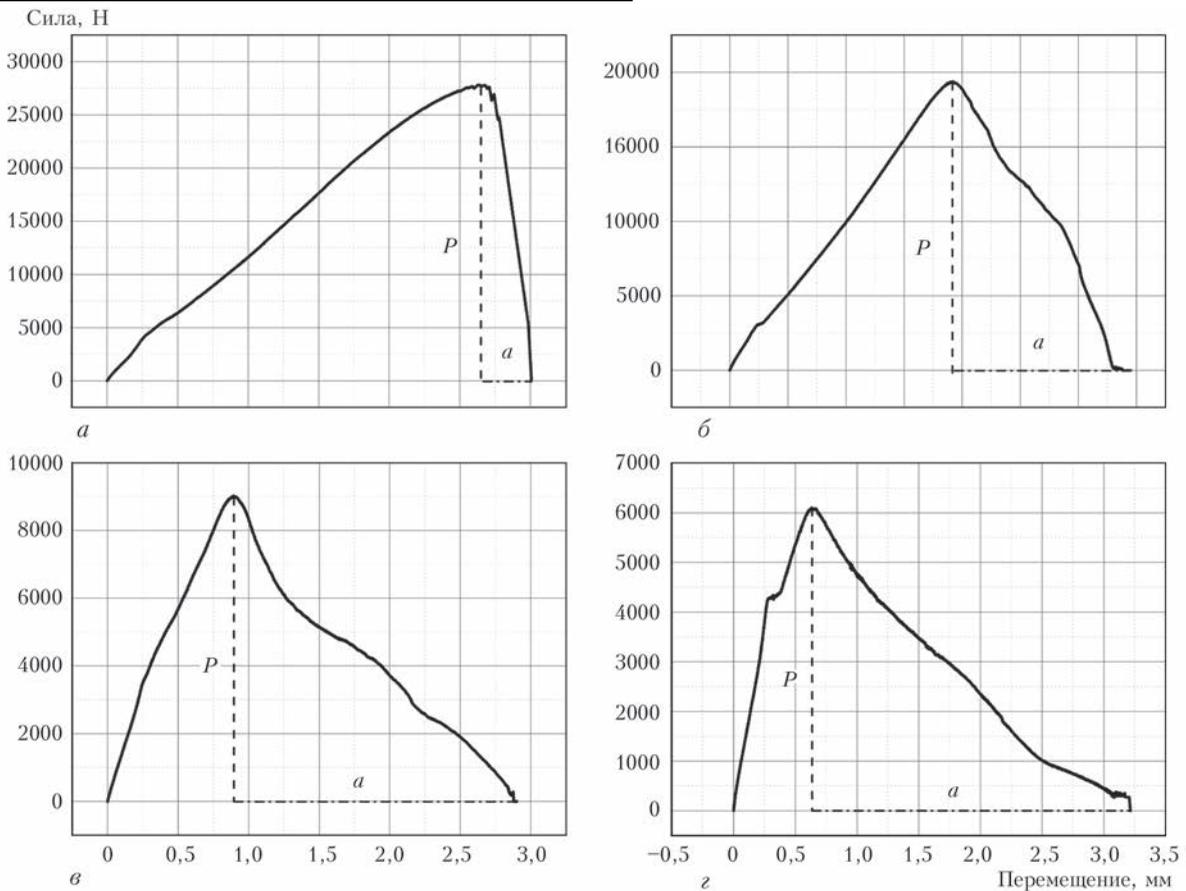


Рис. 7. Диаграммы растяжения образцов из стали P91 для условий: а — $P_{LM} = 15,48 \cdot 10^3$; б — $17,04 \cdot 10^3$; в — $18,87 \cdot 10^3$; г — $19,86 \cdot 10^3$

связь с определенными выше показателями пластичности. В данном случае работу распространения трещины оценивали по площади под нисходящей ветвью диаграммы после достижения максимальной нагрузки P — на участках, соответствующих перемещению a захватов машины (см. схему на рис. 5). При этом полагали, что на этой стадии в образцах уже имеются очаги разрушения. Соответствующие расчеты площадей (рис. б) по полученным при испытаниях диаграммам растяжения выполнены методом интегрирования с применением программы Origin 7.5 (Origin Lab Corporation, США).

Сопоставляя указанные результаты и данные на рис. 4 можно отметить, что у сталей ПЗ и ЭИ415 существует некоторая согласованность в изменении работы разрушения и относительного сужения с ростом параметра отпуска P_{LM} . В случае же стали P91 характер изменения этих характеристик отличается. Причина наблюдаемых различий заключается в соотношениях величин максимальной (разрушающей) силы P и фиксируемого перемещения a на стадии разрушения (рис. 7). Так, в случае начального испытания с параметром $P_{LM} = 15,48 \cdot 10^3$ металл имел высокую прочность и весьма малое перемещение a , соответствующее склонности к хрупкому разрушению. Расчетная работа разрушения A_p составляла

7,5 Н·м. При испытании по режиму с параметром $P_{LM} = 17,04 \cdot 10^3$ получена максимальная величина A_p . В этом состоянии возросло перемещение при разрушении, а сила P сохранилась на высоком уровне. В последних двух испытаниях, невзирая на увеличение значений перемещения, имело место снижение разрушающей силы, что привело к снижению результирующих значений A_p . Можно предположить, что такое поведение стали определяется особенностями структурных изменений, развивающихся при отпуске и высокотемпературной деформации.

Большая степень согласованности с характером изменения ψ имеет место при использовании в качестве характеристики сопротивления хрупкому разрушению не работы разрушения, а составляющей этой расчетной величины — перемещения захватов машины a на стадии разрушения (рис. 8). Из последних зависимостей следует, что высокое сопротивление исследованных сталей образованию трещин повторного нагрева достигается при таком их состоянии, при котором перемещение a при испытании на растяжение в процессе отпуска превышает 1,2...1,5 мм (1,5, 1,2 и 1,5 мм для сталей ПЗ, ЭИ-415 и P91 соответственно, определено для условий, указанных стрелками критическим значениям параметра P_{LM}).

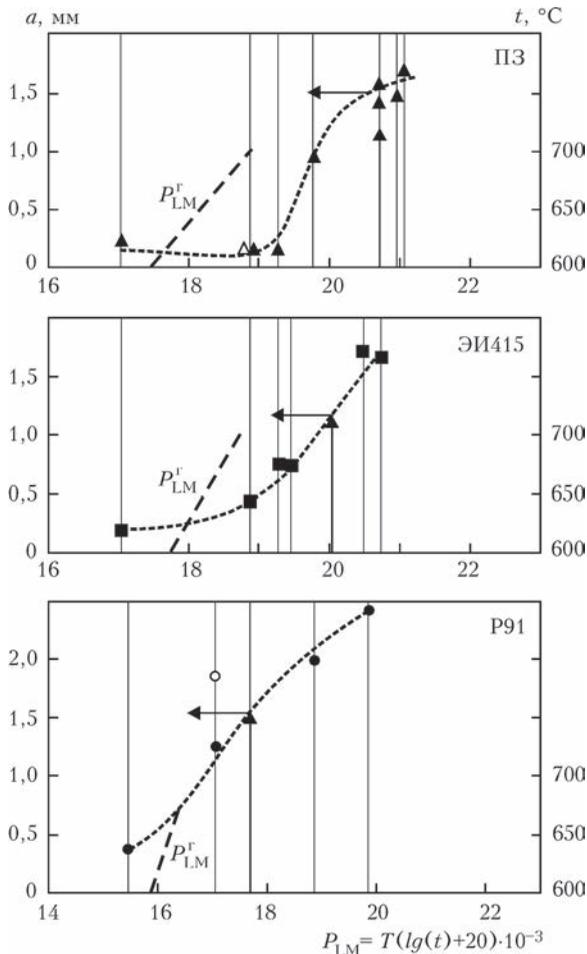


Рис. 8. Влияние режимов отпуска на величину перемещений *a* на стадии разрушения

В заключение заметим, что вторичное твердение может периодически проявляться в различные периоды отпуска. В приведенных исследованиях склонности к твердению после первой (рассмотренной выше) стадии фиксировались волнистые изменения твердости (увеличение и уменьшение) при более длительных выдержках. Однако такие временные повышения значений твердости были незначительными на фоне уже достигнутого общего разупрочнения твердого раствора. В данной работе уделено внимание первой стадии твердения, выявляемой в процессе относительно коротких выдержек (до ~3 ч). Интерес к этому периоду обусловлен тем, что именно в начале отпуска развивается релаксация напряжений, что в условиях деградации пластичности вследствие твердения ведет к повышению вероятности образования микродефектов.

Выводы

1. Определены термовременные области развития вторичного твердения в условиях высококого отпуска сталей 15X2M2ФБС, 20X3ВМФА и X10CrMoVNb91, предварительно закаленных при имитационном термическом цикле сварки. Внешние границы областей твердения соответствуют следующим значениям параметра Ларсона–Миллера P_{LM}^r : $(17,5...18,9) \cdot 10^3$ и $(17,7...18,7) \cdot 10^3$ для сталей ПЗ и ЭИ415 в интервале 700...600 °С, $(15,8...16,2) \cdot 10^3$ для стали P91 в интервале 550...500 °С.

С помощью представленного в работе метода высокотемпературных испытаний на растяжение проиллюстрирован характер изменения пластичности в зависимости от режимов отпуска и состояния исследованных сталей. Показано, что в условиях вторичного твердения стали обладают низкой пластичностью и склонны к хрупкому межзеренному разрушению.

2. Используя в качестве критерия склонности к высокотемпературной хрупкости величину относительного сужения $\psi \leq 25\%$, установлены режимы отпуска, при которых достигается высокая пластичность и исключается вероятность образования трещин повторного нагрева: для стали ПЗ — $P_{LM} \geq 20,7 \cdot 10^3$, для стали ЭИ415 — $P_{LM} \geq 20 \cdot 10^3$ для стали P91 — $P_{LM} \geq 17,6 \cdot 10^3$.

1. Prager M., Sines G. Embrittlement of precipitation hardenable nickel-base alloy by oxygen // Transactions of ASME. – 1971. – 93, № 2. – P. 112–119.
2. Землин В.Н., Шпрон П.З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. – Л.: Машиностроение, 1978. – 367 с.
3. Титова Т.И., Шульган Н.А., Боровской А.С. Современные требования, предъявляемые к сварочным материалам для сварки нефтехимических сосудов давления, изготавливаемых из стали типа 2,25Cr–1Mo–0,25V // Сб. тр. науч.-техн. конф. «Сварочные материалы-2012». – С.-Петербург: Из-во политех. у-та, 2012. – С. 192–201.
4. Vinkier A.G., Pense A.W. A review of underclad cracking in pressure-vessel components // WRC Bulletin. –1974. – № 197, August. – 35 p.
5. The mechanism of stress-relief cracking in a ferritic Alloy Steel / J.G. Nawrocki, J.N. DuPont, C. V. Robin et al. // Welding J. – 2003. – 82, № 2. – P. 25–35.
6. Dix A.W., Savage W.F. Factors Influencing Strain-Age Cracking in Inconel X-750 // Welding J. – 1971. – 50, № 6. – P. 247–252.
7. Природа тепловой хрупкости сталей оборудования АЭС и методы ее снижения / М.И. Оленин, В.И. Горынин, Б.Т. Тимофеев и др. // Вопросы материаловедения. – 2014. – № 3. – С. 167–173.
8. Lundin C.D., Khan K.K. Fundamental studies of metallurgical causes and mitigation of reheat cracking in 11/4Cr–1/2Mo and 21/4Cr–1Mo steels // WRC Bulletin. – 1996. – № 409, February. – 117 p.
9. Ланская К.А. Высокохромистые жаропрочные стали. – М.: Металлургия, 1976. – 216 с.

Поступила в редакцию 05.11.2015