

2012 г. Г.Н. Вострецов

Сибирский государственный индустриальный университет

ДЕФОРМАЦИОННАЯ СПОСОБНОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО ТЕПЛОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА ТИПА Р2М8 ПРИ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ

Эффект повышения пластичности (или сверхпластичность) металлов и сплавов, проявляющийся при структурных и фазовых превращениях, широко используется на практике [1]. Преимуществом использования эффекта кинетической пластичности металлов и сплавов является возможность существенного увеличения ресурса пластичности, снижения усилий при деформации и предотвращения трещин, вызванных значительным уровнем внутренних напряжений [2]. В настоящее время эффект кинетической пластичности при мартенситном превращении широко используется в случае наплавки закаливающих сталей [3]. Регулирование термического цикла наплавки при этом производится таким образом, чтобы ускорить охлаждение металла в области высоких температур минимальной устойчивости переохлажденного аустенита при диффузионном превращении и замедлить охлаждение при температурах начала мартенситного превращения. Последнее способствует протеканию превращения в отдельных объемах наплавленного металла. Релаксация возникающих сварочных и структурных напряжений, способствующих образованию трещин при наплавке, происходит за счет кинетической пластичности при мартенситном превращении, протекающем в соседних объемах металла. Таким образом, в конечном итоге наплавленный металл имеет закаленную структуру с высоким комплексом служебных свойств, обусловленных системой легирования.

В этой связи исследование деформационной способности теплостойких инструментальных сталей типа Р2М8, особенно экономно-легированных вольфрамом и используемых в качестве наплавочных материалов, является весьма актуальным.

Кинетическая пластичность металла характеризуется двумя основными факторами: резким увеличением показателей пластичности и снижением сопротивления деформации при определенных видах механических испытаний, например, во время испытаний на растяжение, если отсутствует локализация пла-

стической деформации в виде «шейки» [2]. Методика определения склонности металла к переходу в сверхпластичное состояние основана на определении релаксации напряжений в предварительно нагруженных и закрепленных образцах, по изменению длины или величины прогиба предварительно нагруженных образцов растягивающей нагрузкой или изгибающим моментом соответственно. Нагружение образцов в момент проявления кинетической пластичности позволяет проследить динамику релаксации напряжений. Основным параметром проявления такой динамики является показатель m , характеризующий зависимость упрочнения от скорости деформации. Состояние твердого тела с вязкопластическими свойствами можно аналитически представить в виде выражения [2]

$$\sigma = \text{const} \cdot \varepsilon^n \cdot \dot{\varepsilon}^m, \quad (1)$$

где σ – прикладываемое напряжение; ε – степень деформации; n – показатель упрочнения; $\dot{\varepsilon}^m$ – скорость деформации.

В случае возможности упрочнения металла в процессе пластической деформации выражение (1) принимает вид

$$\sigma = \text{const} \cdot \varepsilon^m. \quad (2)$$

Многочисленные исследования пластической деформации металла позволяют установить корреляционную зависимость между параметром m и максимальной возможной пластичностью [2]. При обычной пластичности значение $m < 0,2$, в то время как при кинетической пластичности $m > 0,3$.

Логарифмируя выражение (2) и решая его относительно m , получаем

$$m = \lg(\sigma_i / \sigma_0) / (\varepsilon_i^* / \varepsilon_0^*), \quad (3)$$

где σ_i и σ_0 – характеристики сопротивления деформации при скоростях деформации соответственно $\dot{\varepsilon}_i^*$ и $\dot{\varepsilon}_0^*$.

Изучение релаксационной способности наплавленных теплостойких инструментальных сталей высокой твердости типа Р2М8 при мартенситном превращении выполнялось на установке тепловой микроскопии ИМАШ 20 – 75 «АЛ-ТОО». Наплавленный металл содержал 0,85 – 0,95 % С, 1,8 – 2,4 % W, 8,0 – 8,5 % Мо, 3,8 – 4,2 % Cr и около 1,0 % V. Испытания образцов проводились по двум схемам: при нагружении образцов в режиме ползучести в интервале температур мартенситного превращения при постоянной нагрузке и в режиме релаксации напряжений жесткозакрепленных образцов при охлаждении. Нагрев рабочей части проводился пропусканием электрического тока. Испытания образцов проводились в вакууме при остаточном давлении в камере около $6 \cdot 10^{-4}$ Па. Контроль и запись температуры осуществлялись с помощью платина – платинородиевых термпар ТПП-1, приваренных к рабочей части образца, и потенциометра КСП-4. Точность измерения и поддержания температуры ± 5 °С.

Система нагружения образцов в установках подобного типа имеет электромеханический привод, обеспечивающий либо постоянную нагрузку, прикладываемую на образец, либо постоянную скорость нагружения. При испытании образцов в режиме ползучести величина нагружения определялась набором грузов и оставалась неизменной, что обеспечивало неизменную постоянную нагрузку на образец.

При испытании образцов в режиме релаксации напряжений их жесткое закрепление с электромеханическим приводом установки обеспечивало возможность поддержания постоянного уровня нагружения с применением специальных грузов. Нагрузка при этом составила 5000 Н и измерялась с помощью отгравированных датчиков нагружения. Погрешность при этом составила $\pm 1,5$ % от установленной величины. Напряжение в рабочей части образца определялось отношением прикладываемой нагрузки к площади поперечного сечения. С целью формирования более равномерного распределения температур по рабочему сечению образца и локализации рабочей зоны длина рабочего участка была уменьшена на 5 мм по сравнению с длиной рабочей части стандартных образцов, используемых на установках подобного типа. Контроль длины рабочей части образцов в процессе нагружения осуществлялся с помощью датчиков удлинения.

На полированную поверхность образцов, подвергающихся испытаниям на ползучесть при неизменной нагрузке, наносились контрольные точки на базе 3 мм микротвердоме-

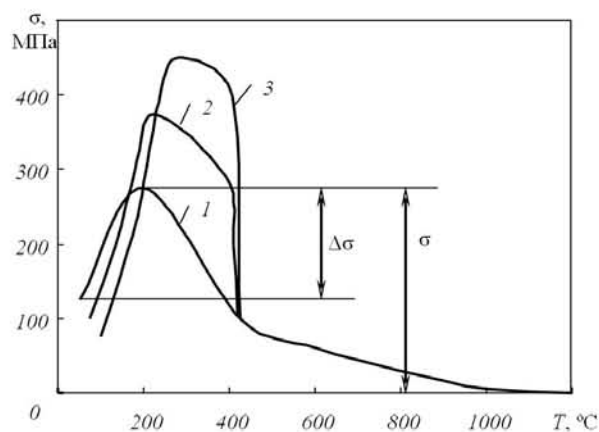


Рис. 1. Изменение уровня напряжений жесткозакрепленных образцов из наплавленного теплостойкого металла типа Р2М8:
1 – без приложения дополнительной нагрузки;
2 и 3 – с приложением дополнительной нагрузки 200 и 300 МПа соответственно

ром ПМТ-3. Непрерывное охлаждение образцов осуществлялось с температур аустенитизации 1150 – 1200 °С. Характер изменения напряжений при охлаждении жесткозакрепленных образцов приведен на рис. 1.

При охлаждении в результате термической усадки происходит непрерывное нарастание напряжений. При достижении температуры примерно 200 °С наблюдается значительный спад напряжений. Было установлено, что температура релаксации напряжений и величина падения напряжений σ зависят от значения напряжений до начала превращения (рис. 1, кривые 2, 3).

Испытания образцов в режиме ползучести при постоянной нагрузке (рис. 2, а) показали, что при охлаждении после аустенитизации в области температур мартенситного превращения происходит удлинение рабочей части образца (рис. 3). Величина деформации определяется температурой и величиной усилия предварительного нагружения. На кривых 2, 3 рис. 3 можно выделить участок температур 120 – 160 °С, на котором происходит резкое увеличение роста относительного удлинения δ . Вероятно, это вызвано увеличением количества образующегося мартенсита в единицу времени, приходящимся на этот интервал температур. Таким образом, относительное удлинение металла в области температур мартенситного превращения определяется температурой переохлаждения ниже температуры начала мартенситного превращения M_n .

При равномерном пластическом течении металла, наблюдающимся при испытаниях на ползучесть, можно считать, что скорость деформации будет пропорциональна скорости

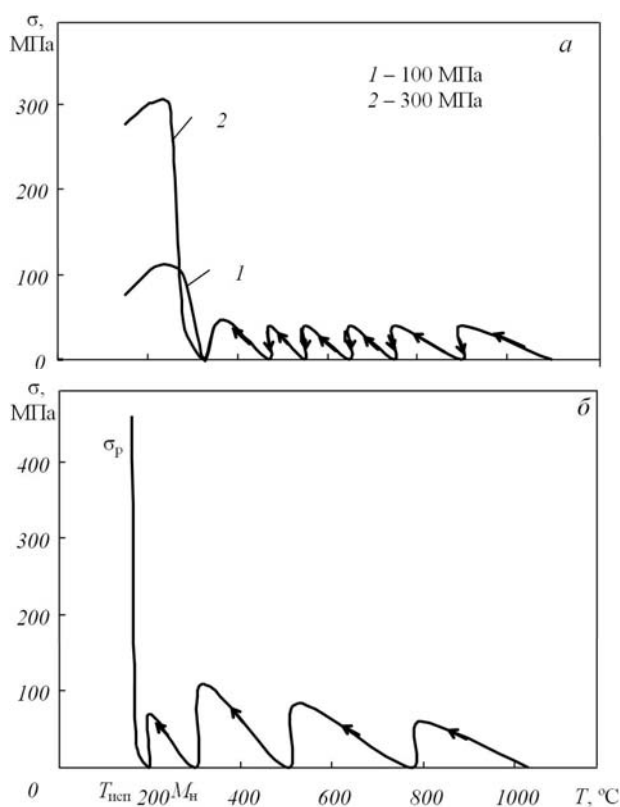


Рис. 2. Схемы нагружения образцов на ползучесть (а) при мартенситном превращении и при определении степени упрочнения металла в зависимости от темпа деформации (б)

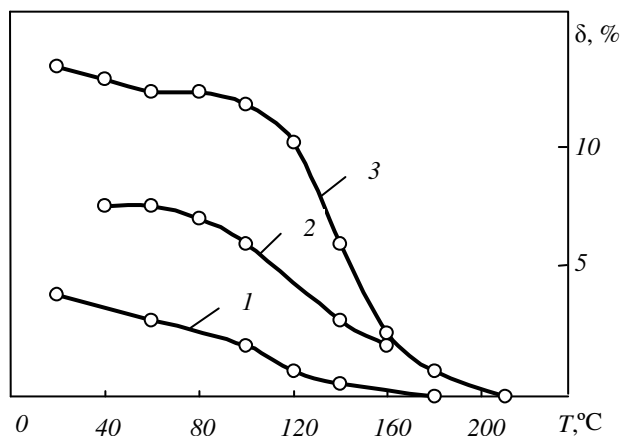


Рис. 3. Изменение относительного удлинения образцов из наплавленного металла типа Р2М8 при мартенситном превращении:

1 – 3 – предварительное нагружение 100, 200, 300 МПа соответственно

перемещения активных захватов исследовательской установки:

$$\varepsilon^* = \Delta / l_0, \quad (4)$$

где ε^* – скорость деформации; Δ – скорость перемещения активных захватов исследова-

тельской установки; l_0 – исходная длина образца.

Так как в выражении (3) учитывается отношение скоростей деформации при расчете безразмерного показателя m , то возможно использовать в формуле (4) отношение скоростей перемещения активных захватов установки при условии строгого равенства базовой длины всех образцов. При проведении эксперимента скорость перемещения активных захватов изменялась в пределах 0,1 – 0,5 мм/с. Характер нагружения образцов показан на рис. 2, б. Экспериментальное определение соотношения между скоростью перемещения активных захватов и напряжением наплавленного теплостойкого металла типа Р2Н8 представлено ниже:

Испытание	$T_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta, \text{мм/с}$	$\sigma, \text{МПа}$
1	160	0,46	470
2	160	0,23	345
3	160	0,11	244

Напряжение определялось из диаграммы растяжения образцов, записанной при постоянных температуре и скорости деформации. Для определения численного значения производилась достройка участка пластического течения металла.

Расчеты, выполненные с учетом полученных по выражению (4) данных, показали, что в процессе развития мартенситного превращения в наплавленном теплостойком металле типа Р2М8 чувствительность сопротивления пластической деформации m находится в пределах 0,45 – 0,47. Это свидетельствует о наличии ярко выраженной кинетической пластичности металла при мартенситном превращении. Необходимо отметить, что и при температурах протекания мартенситного превращения наблюдалось интенсивное пластическое течение металла (рис. 3).

Полученные экспериментальные данные легли в основу разработки технологии восстановительной наплавки валков для холодной прокатки электротехнических сталей стана 4/55-200 теплостойкими инструментальными сталями (рис. 4). Выбор режимов плазменной наплавки и применение низкотемпературного предварительного подогрева деталей перед наплавкой до 150 – 180 °С способствовали получению наплавленного металла в закаленном состоянии и без трещин. В таблице приведены данные по содержанию основных легирующих элементов в твердом растворе и карбидной фазе, а также данные по твердости наплавленного экономно-легированного вольфрамом теп-

Параметры решеток фаз и содержание основных легирующих элементов в карбидной фазе (числитель) и твердом растворе (знаменатель) наплавленной теплостойкой стали типа P2M8

Состояние	Соотношение фаз, %			Параметр кристаллической решетки, нм			Содержание легирующих элементов, %			HRC
	Fe- α	Fe- γ	Me ₆ C	Fe- α	Fe- γ	Me ₆ C	W	Mo	Cr	
После наплавки	74	24	2	0,2887	0,3628	1,1076	<u>0,205</u> 1,095	<u>1,31</u> 6,69	<u>0,40</u> 3,40	57,0
После отпуска	90	4	6	0,2882	0,3609	1,1076	<u>0,42</u> 0,88	<u>2,88</u> 5,12	<u>0,95</u> 2,85	65,5

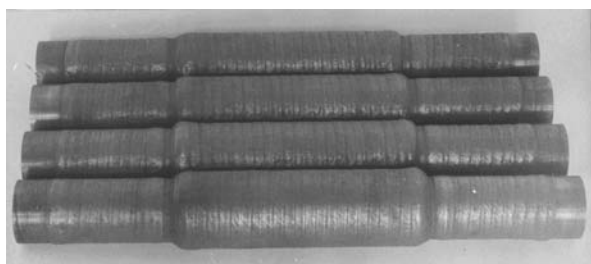


Рис. 4. Наплавленные рабочие валки стана 4/55-200 холодной прокатки электротехнической стали

лостойкого металла.

Фазовый состав определялся по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных линий [511], [111] и [110]. В качестве эталонов взяты армко-железо после отжига при температуре 700 °С, сталь Гатфильда после закалки на гомогенный твердый раствор и карбид Me₆C, полученный при электролитическом разложении стали P2M8. Расчет фазового состава выполнялся для трехкомпонентной системы, состоящей из α -, γ -фазы и карбидов Me₆C. Трехкратный отпуск на вторичную твердость осуществлялся при температуре 560 °С и выдержке 1 ч.

Выводы. Мартенситное превращение в теплостойких инструментальных сталях сопровождается эффектом кинетической пластичности. Для наплавленного металла типа P2M8 экспериментально установлено, что наиболее интенсивный рост относительного удлинения при охлаждении после аустенитизации в области температур мартенситного превращения наблюдается при температурах 120 – 160 °С. Достаточно полная релаксация напряжений (до 60 %) достигается при переохлаждении ниже температуры начала мартенситного превращения на 30 – 50 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуляев А.П. Металловедение. Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
2. Кайбышев О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 280 с.
3. Зубков Н.С., Федоров Н.С., Терентьев В.А. // Автоматическая сварка. 1980. № 3. С. 53 – 55.

© 2012 г. Г.Н. Вострецов
Поступила 10 апреля 2012 г