

А.М. Покровский

**РАСЧЕТ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ
В БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОПОРНЫХ
ПРОКАТНЫХ ВАЛКАХ
ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Проведено дилатометрическое исследование стали 25Н12М6К10 с карбидно-интерметаллидным упрочнением и получены эмпирические выражения, позволяющие прогнозировать структурный состав и температурно-структурные деформации стали при нагреве и охлаждении. Разработаны расчетные методы и созданы программные средства для анализа напряженно-деформированного состояния в биметаллических опорных прокатных валках с наплавкой из стали 25Н12М6К10 при термической обработке. Посредством компьютерного моделирования показана целесообразность производства крупногабаритных биметаллических опорных прокатных валков взамен ныне изготавливаемых цельнокованных валков.

E-mail: ampokr@mail.ru

Ключевые слова: биметаллические прокатные валки, дилатометрическое исследование, задача термоупруговязкопластичности.

Высоколегированные стали с карбидно-интерметаллидным упрочнением обладают уникальными эксплуатационными свойствами. Предел прочности σ_b таких сталей может достигать 2 500 МПа, твердость — 62 HRC, а вязкость разрушения (трещиностойкость) K_{Ic} — 80 МПа·м^{1/2} [1]. В связи с этим данные стали являются перспективными для изготовления ответственных деталей, например прокатных валков. Выбор рациональных режимов термической обработки таких валков, определяющих в первую очередь их прочностные свойства, возможен посредством математического моделирования температурно-структурного и напряженно-деформированного состояний. Для создания математической модели необходимо изучить физико-механические свойства стали в процессе термической обработки, в частности, провести дилатометрическое исследование, позволяющее описать температурно-структурные деформации стали при нагреве и охлаждении.

В данной работе проведено дилатометрическое исследование стали 25Н12М6К10 с комбинированным карбидно-интерметаллидным упрочнением. Эта высоколегированная сталь разработана на основе системы Fe – С – Ni – Со – Мо, она имеет следующий химический состав, %: 0,25 С, 12 Ni, 10 Со, 6 Мо. Такой баланс основных легирующих элементов гарантирует при закалке максимальное упрочнение структуры мартенсита. При последующем отпуске

наблюдается дополнительное упрочнение мартенсита наноразмерными упрочняющими фазами, образующимися за счет дисперсионного твердения при совместном выделении карбидной (Mo_2C) и интерметаллидной (Fe_2Mo) фаз, а также за счет реализации в матрице ближнего атомного упорядочения по типу Fe – Co [2].

Прецизионный дилатометрический анализ проводили с целью детального изучения кинетики структурных превращений, происходящих при нагреве исследуемой стали до температуры закалки и последующем охлаждении. Использовали вертикальный дилатометр Ulvac Sinku-Riko (DL-1500). Испытаниям подвергали округлые образцы диаметром 4 и длиной 50 мм. В процессе опытов регистрировали удлинения образцов в зависимости от температуры. Нагрев и охлаждение образцов со скоростью $30\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ осуществляли в среде гелия. Изменение длины фиксировалось с точностью $\pm 0,1\text{ мкм}$. Определенные в ходе испытаний зависимости пересчитывались в функции деформации от температуры (дилатограммы). Результаты дилатометрического исследования представлены на рис. 1: каждая из кривых построена по усредненным результатам испытаний трех образцов.

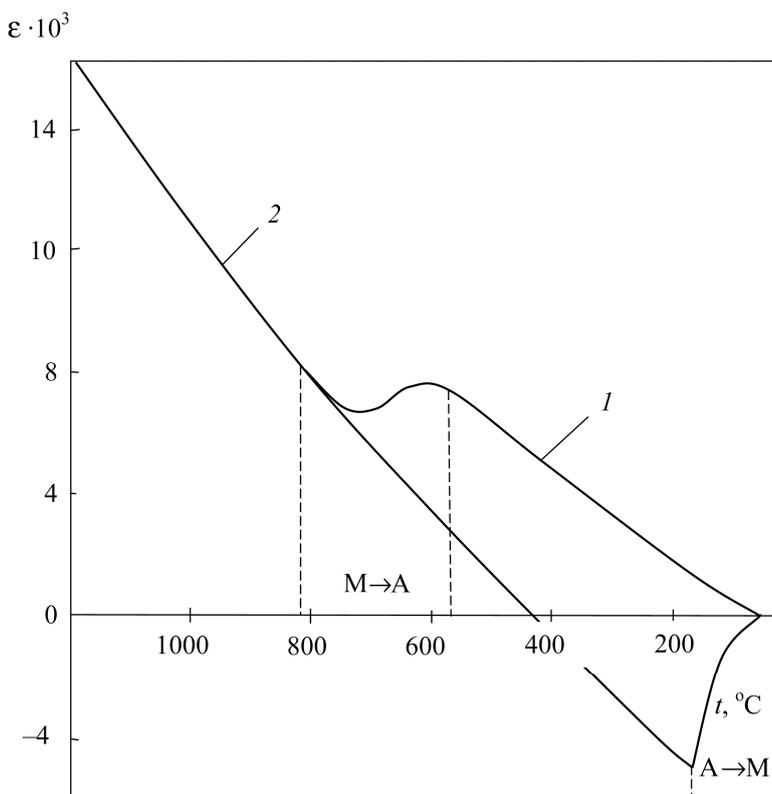


Рис. 1. Дилатограммы стали 25H12M6K10:

1 — при нагреве; *2* — при охлаждении

Сталь 25Н12М6К10 относится к мартенситному классу [3], т. е. даже при очень медленном охлаждении получается мартенситная структура, поэтому исходной структурой образцов был мартенсит.

Опыты проводили следующим образом. Образцы нагревали до температуры 1200 °С (кривая 1) и затем охлаждали до нормальной температуры (кривая 2). Причем при нагреве в диапазоне значений температур 570...820 °С наблюдалось обратное мартенситное превращение, связанное с переходом α -фазы (мартенсита) в γ -фазу (аустенит). На дилатограмме это превращение характеризуется резким провалом на кривой. Данный провал на дилатограмме объясняется тем фактом, что гранецентрированная кристаллическая решетка аустенита упакована более плотно по сравнению с тетрагональной кристаллической решеткой мартенсита [3]. Дальнейший нагрев выше 820 °С влияет только на температурные деформации аустенита. При температурах выше 1000 °С происходит растворение карбидов и интерметаллидов в γ -фазе, и она обогащается молибденом.

В процессе охлаждения γ -фаза сохраняется вплоть до 165 °С, причем даже при очень медленном охлаждении. При температуре ниже 165 °С на дилатограмме наблюдается резкий подъем кривой, что связано с протеканием прямого мартенситного превращения, при котором γ -фаза (аустенит) переходит в α -фазу (мартенсит). Отметим, что этот мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор молибдена в α -фазе [1]. Увеличение деформаций при охлаждении стали объясняется переформированием более плотно упакованной кристаллической решетки аустенита в менее плотно упакованную кристаллическую решетку мартенсита.

При расчете деформаций, возникающих в процессе нагревов и охлаждений стали, при ее термической обработке необходимо учитывать как температурные деформации, так и дилатации, связанные со структурными превращениями. Для этого следует описать закономерности изменения суммарной свободной деформации, учитывающей чисто температурные и структурные деформации, в виде функций от температуры. Обратим внимание на то, что кинетика прямого и обратного мартенситного превращения, относящегося к атермическим превращениям, определяется только температурой и не зависит от скорости охлаждения и нагрева [3].

Для определения напряженно-деформированного состояния в валках при термической обработке требуется знать значение коэффициента линейного расширения в зависимости от температуры и структуры, которое можно установить по дилатограммам. В связи с этим необходимо получить эмпирические зависимости, описывающие дилатограммы, изображенные на рис. 1. Вначале остановимся на описании дилатограммы аустенита при охлаждении от 1200 °С. На

основании метода наименьших квадратов (МНК) эта дилатодиаграмма аппроксимирована параболой по шести точкам с температурой 200, 400, 600, 800, 1000 и 1200 °С. Экспериментальные значения деформаций в этих точках равнялись соответственно ($\times 10^{-3}$): -4,11; -0,36; 3,49; 7,52; 11,65 15,99.

Согласно МНК, сумма квадратов отклонений экспериментальных и расчетных значений в этих точках была наименьшей при выборе уравнения дилатодиаграммы аустенита:

$$\varepsilon_A = 2,198 \cdot 10^{-9} t^2 + 1,713 \cdot 10^{-5} t - 7,597 \cdot 10^{-3}, \quad (1)$$

где t — температура, °С.

Уравнение дилатодиаграммы мартенсита при нагреве также получено, согласно МНК, по значениям деформаций в шести точках. Значения температуры в этих точках: 35, 135, 235, 335, 435 и 535 °С, а деформации ($\times 10^{-3}$): 0; 1,0; 1,98; 3,28; 4,70 и 6,21 соответственно.

При использовании МНК получили следующее уравнение параболы, описывающее дилатодиаграмму мартенсита при нагреве:

$$\varepsilon_M = 7,69 \cdot 10^{-9} t^2 + 8,03 \cdot 10^{-6} t - 2,76 \cdot 10^{-4}. \quad (2)$$

Остановимся теперь на получении кинетических уравнений, описывающих прямое и обратное мартенситные превращения. Прямое мартенситное превращение протекает, как уже отмечалось, при охлаждении исследуемой стали, находящейся в аустенитном состоянии, в диапазоне значений температур 165...30 °С. Это превращение характеризуется подъемом дилатодиаграммы 2 (см. рис. 1).

Уравнение, описывающее кинетику прямого мартенситного превращения, получим на основании правила смеси. После охлаждения ниже температуры 165 °С дилатодиаграмма стали представляет собой дилатодиаграмму гетерогенной структуры, состоящую из аустенита и мартенсита. Свободную деформацию этой структуры можно определить по формуле

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_A(t) V_A(t) + \varepsilon_M(t) V_M(t), \quad (3)$$

где $\varepsilon_A, \varepsilon_M, V_A, V_M$ — температурные зависимости свободных деформаций аустенита и мартенсита и их удельные доли соответственно.

Учитывая, что сумма удельных долей аустенита и мартенсита равна единице, приходим к формуле для расчета удельной доли мартенсита

$$V_M = (\varepsilon - \varepsilon_A) / (\varepsilon_M - \varepsilon_A). \quad (4)$$

Значения ε_A и ε_M можно вычислить по формулам (1) и (2) соответственно, а свободную деформацию гетерогенной структуры ε

можно выявить по дилатограмме (см. рис. 1). Уравнение дилатограммы гетерогенной структуры определяли по значениям деформаций в шести точках. Значения температуры в этих точках составляли 30, 50, 80, 110, 130 и 165 °С, а деформации ($\times 10^{-3}$) 0; -0,33; -1,67; -3,37; -3,93 и -4,66 соответственно.

По приведенным экспериментальным значениям на основании МНК получена эмпирическая формула для описания указанной деформации:

$$\varepsilon = -4,028 \cdot 10^{-11} t^4 + 1,928 \cdot 10^{-8} t^3 - 3,080 \cdot 10^{-6} t^2 + 1,495 \cdot 10^{-4} t - 2,215 \cdot 10^{-3}. \quad (5)$$

Значения свободных деформаций гетерогенной структуры, аустенита и мартенсита, а также удельные доли мартенсита, рассчитанные по формуле (4) для рассматриваемых шести точек, представлены в табл. 1.

Таблица 1

**Экспериментальные значения свободной деформации
и удельной доли мартенсита**

Номер	$t, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon \cdot 10^3$	$\varepsilon_A \cdot 10^3$	$\varepsilon_M \cdot 10^3$	V_M
1	165	-4,65	-4,71	1,27	0,01
2	130	-3,98	-5,33	0,91	0,21
3	110	-3,27	-5,69	0,72	0,38
4	80	-1,75	-6,21	0,45	0,67
5	50	-0,28	-6,73	0,18	0,93
6	30	0	-7,08	0	1,00

Графическое представление кинетики прямого мартенситного превращения приведено на рис. 2, а. Зависимость удельной доли мартенсита от температуры близка к прямой линии, поэтому, согласно МНК, ее аппроксимировали следующей прямой:

$$V_M = 1,237 - 7,572 \cdot 10^{-3} t. \quad (6)$$

Аналогично была получена кинетическая кривая обратного мартенситного превращения. С этой целью на дилатограмме нагрева стали в мартенситном состоянии (кривая 1 на рис. 1) сняты значения свободной деформации гетерогенной структуры в пяти точках, расположенных в интервале температур 570...820 °С, когда мартенсит превращается в аустенит. Эти значения приведены в табл. 2. Кроме того, в табл. 2 указаны значения свободных деформаций аустенита и

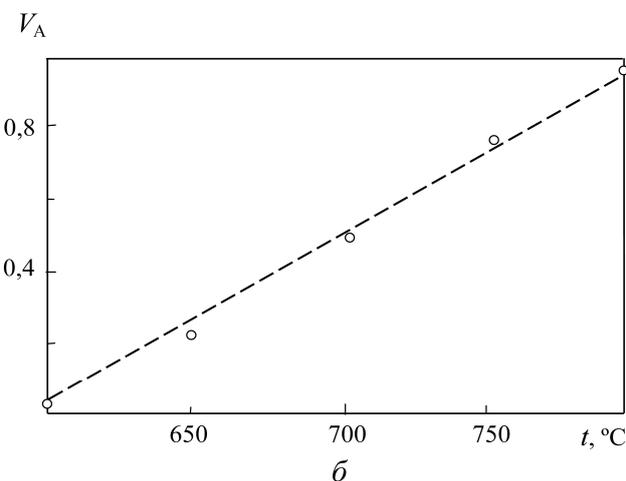
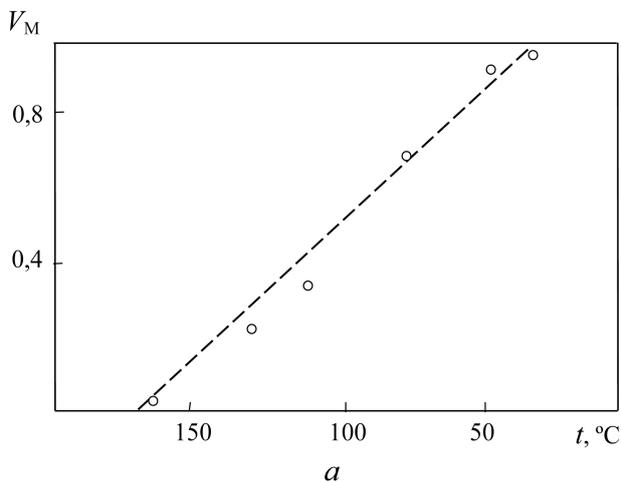


Рис. 2. Кинетика прямого (а) и обратного (б) мартенситного превращения:

○ — эксперимент; ---- — аппроксимация

мартенсита при тех же температурах, а также удельные доли аустенита, рассчитанные на основании правила смеси (3) по формуле, аналогичной формуле (4):

$$V_A = (\varepsilon - \varepsilon_M) / (\varepsilon_A - \varepsilon_M). \quad (7)$$

Кинетическая зависимость обратного мартенситного превращения представлена на рис. 2, б. В связи с тем, что эта зависимость близка к прямой линии, она была аппроксимирована, согласно МНК, следующей прямой:

$$V_A = 4,244 \cdot 10^{-3} t - 2,470. \quad (8)$$

**Экспериментальные значения свободной деформации
и удельной доли аустенита**

Номер	$t, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon \cdot 10^3$	$\varepsilon_A \cdot 10^3$	$\varepsilon_M \cdot 10^3$	V_M
1	600	7,302	3,472	7,759	0,116
2	650	7,628	4,466	8,606	0,236
3	700	7,509	5,471	9,483	0,492
4	750	7,292	6,487	10,007	0,771
5	800	7,374	7,514	11,012	0,971

Таким образом, проведенное дилатометрическое исследование позволило получить эмпирические формулы для вычисления свободной деформации гетерогенной структуры в зависимости от температуры и структуры, а также описать кинетику прямого и обратного мартенситного превращений при охлаждении и нагреве соответственно. При использовании шагового метода расчета суммарный коэффициент линейного расширения, учитывающий температурные и структурные деформации, можно определить по свободной деформации:

$$\alpha = \Delta\varepsilon/\Delta t, \quad (9)$$

где $\Delta\varepsilon$, Δt — изменение свободной деформации и температуры на шаге.

Экспериментальные исследования пластичности [4] и ползучести [5] стали 25Н12М6К10 были выполнены ранее. Опыты проведены на испытательной машине для растяжения образцов фирмы Zwick/Roell (модель Z050В) в лаборатории кафедры «Прикладная механика» МГТУ им. Н.Э. Баумана. В работе [4] получены уравнения, описывающие кривую растяжения гетерогенной структуры:

$$\sigma = \begin{cases} E\varepsilon & \text{при } \varepsilon \leq \varepsilon_T; \\ \sigma_{TA} (\varepsilon/\varepsilon_{TA})^{m_A} V_A + \sigma_{TM} (\varepsilon/\varepsilon_{TM})^{m_M} V_M & \text{при } \varepsilon > \varepsilon_T, \end{cases} \quad (10)$$

$$\varepsilon_T = (\sigma_{TA} V_A + \sigma_{TM} V_M)/E,$$

где σ — напряжение; ε — деформация; $\sigma_{TA}, \sigma_{TM}, m_A, m_M$ — пределы текучести и показатели степенного упрочнения аустенита и мартенсита соответственно, которые можно описать с помощью следующих эмпирических выражений:

$$\sigma_{TA} = 311 - 0,105t; \quad \sigma_{TM} = \sqrt{1,44 \cdot 10^6 - 1,58 \cdot 10^3 t};$$

$$m_A = 0,214 - 1,01 \cdot 10^{-4} t; \quad m_M = 0,133 + 2,38 \cdot 10^{-5} t.$$

В работе [5] получено выражение для скорости деформации ползучести гетерогенной структуры

$$\xi_c = \frac{\gamma_A \sigma^{v_A}}{(\varepsilon_c^A)^{\beta_A}} V_A + \frac{\gamma_M \sigma^{v_M}}{(\varepsilon_c^M)^{\beta_M}} V_M. \quad (11)$$

Здесь ε_c^A , ε_c^M — накопленная деформация ползучести аустенита и мартенсита соответственно. Параметры $\gamma_A, v_A, \beta_A, \gamma_M, v_M, \beta_M$ уравнений состояния при ползучести аустенита и мартенсита можно определить из следующих эмпирических выражений:

$$v_A = 1,3; \quad \beta_A = 1,73 - 6,67 \cdot 10^{-4} t; \quad \lg \gamma_A = 6,71 \cdot 10^{-3} t - 14,9;$$

$$v_M = 1,8; \quad \beta_M = 3,02 - 3,04 \cdot 10^{-3} t; \quad \lg \gamma_M = 1,23 \cdot 10^{-2} t - 18,7.$$

Проведенные дилатометрическое исследование и испытания на пластичность и ползучесть позволяют описать неупругое деформирование стали с карбидно-интерметаллидным упрочнением в процессе структурных превращений в неизотермических условиях с использованием модели упруговязкопластичного материала с нестационарной структурой [6].

В данной работе проведен анализ целесообразности использования для изготовления опорных валков стана холодной прокатки стали 25Н12М6К10 с карбидно-интерметаллидным упрочнением. Размеры валка составляют: диаметр и длина рабочей части — 1350 и 1420 мм соответственно; общая длина шейки — 1520 мм; максимальный диаметр ее конической части — 1000 мм, цилиндрической — 820 мм. На Южно-Уральском машиностроительном заводе (МК «ОРМЕТО-ЮУМЗ») такой валок изготавливают из стали 9ХЗМФ. Для получения требуемых эксплуатационных свойств валки обычно подвергают спрейерной закалке после индукционного нагрева токами промышленной частоты (ТПЧ). На рис. 3 представлено распределение наиболее опасных остаточных осевых напряжений в таком валке для случая однопроходной закалки при температуре 970 °С с предварительным сквозным прогревом в электропечи до температуры 500 °С и последующим отпуском при температуре 360 °С [7].

При использовании высоколегированных сталей прокатные валки обычно изготавливают биметаллическими. Ось выполняют из дешевой валковой стали, на которую наплавляют дорогостоящую сталь. В расчете принимали, что ось изготовлена из стали 60ХН, наплавка толщиной 70 мм — из стали 25Н12М6К10. Для получения требуемых эксплуатационных свойств биметаллические валки с наплавкой из стали с карбидно-интерметаллидным упрочнением можно не закали-

вать, а подвергать более мягкой термической обработке — ускоренной нормализации [2]. Режим термообработки валка состоял в нагреве до 1100 °С в печи скоростного нагрева, выдержке в течение 1 ч, охлаждении водовоздушной смесью в спрейерной установке [8] и отпуске при температуре 500 °С.

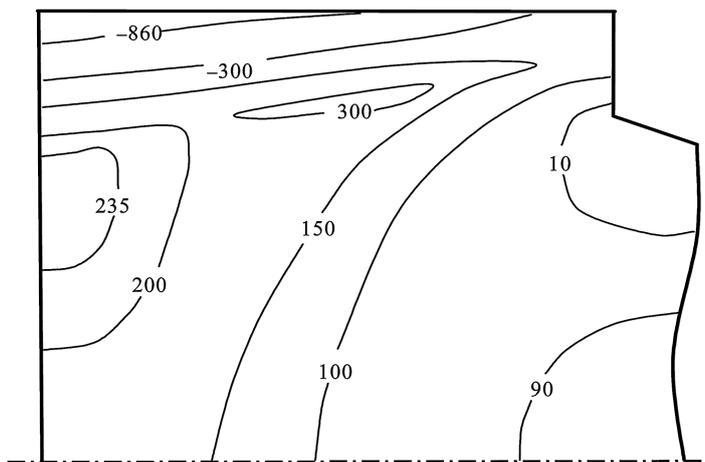


Рис. 3. Распределение остаточных осевых напряжений, МПа, в продольном сечении цельнокованого опорного валка после однопроходной закалки ТПЧ с предварительным подогревом

Основное отличие моделирования структурообразования и определения напряженно-деформированного состояния в валках из стали 25Н12М6К10 при термической обработке заключается в том, что данная сталь имеет только две структуры — аустенит и мартенсит. Традиционные валковые стали, такие как 9ХЗМФ, могут претерпевать еще перлитное и бейнитное превращения. В связи с этим методика решения задачи термоупруговязкопластичности для материала с нестационарной структурой [6] немного упрощалась. Расчет структурного состава в биметаллическом валке показал, что структура наплавки после термообработки — закаленный мартенсит, а оси — перлит. Благодаря полученной мартенситной структуре наплавки обеспечиваются требуемая твердость рабочей поверхности валков и высокие эксплуатационные свойства.

Распределение остаточных осевых напряжений в биметаллическом валке представлено на рис. 4. При сравнении результатов (см. рис. 3 и 4) видно, что распределение напряжений в биметаллическом опорном валке с наплавкой из стали 25Н12М6К10 после ускоренной нормализации более благоприятное, чем в цельнокованом валке из традиционной валковой стали 9ХЗМФ, подвергшемся однопроход-

ной индукционной закалке ТПЧ. Максимальные сжимающие осевые напряжения в цельнокованом валке составляют 860 МПа, а в биметаллическом — 510 МПа. Сами по себе сжимающие напряжения не представляют опасности с точки зрения хрупкой прочности, но в связи с тем, что эпюра осевых напряжений в поперечном сечении валка самоуравновешенная, приводят к более опасному распределению растягивающих напряжений. Следует отметить, что максимальные растягивающие напряжения в цельнокованом валке незначительно больше, чем в биметаллическом (300 и 280 МПа соответственно), но в первом зона растягивающих напряжений ближе к рабочей поверхности валка, особенно в зоне краевого эффекта вблизи шейки. Наличие такой зоны опасно, так как она расположена на достаточном удалении от оси, а при прокатке амплитуда циклически изменяющихся эксплуатационных напряжений возрастает по мере удаления от оси.

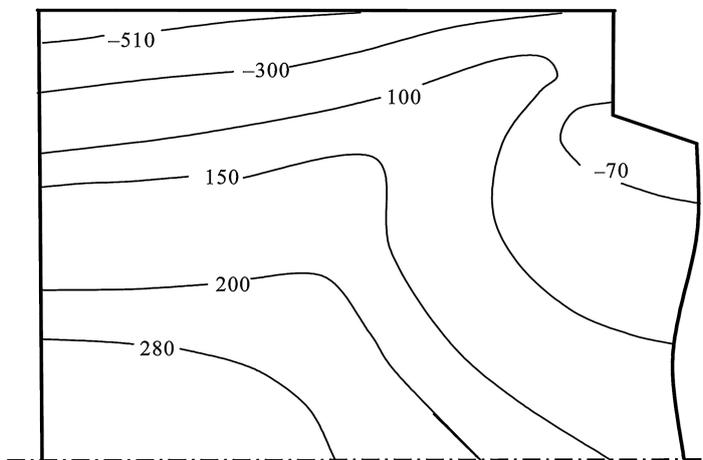


Рис. 4. Распределение остаточных осевых напряжений, МПа, в продольном сечении биметаллического опорного валка после ускоренной нормализации

Выводы

1. Распределение наиболее опасных остаточных осевых напряжений в крупногабаритных биметаллических опорных валках с наплавкой из стали с карбидно-интерметаллидным упрочнением после ускоренной нормализации более благоприятно, чем в цельнокованых валках из традиционных валковых сталей после однопроходной индукционной закалки ТПЧ.

2. При индукционной закалке ТПЧ цельнокованых валков, в отличие от ускоренной нормализации биметаллических валков, вблизи шеек формируются опасные зоны краевого эффекта с повышенным

уровнем растягивающих остаточных осевых напряжений. В цельнокованных валках сжимающие остаточные осевые напряжения почти на 70 % выше.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 11-08-01314-а).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рахштадт А.Г., Кан А.В., Ховова О.М. Дисперсионное твердение высокопрочных Ni – Co – Mo сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1985. – № 5. – С. 33–37.
2. Исследование возможности создания композитных валков с наплавкой из стали 30H12M6K10Б с карбидно-интерметаллидным упрочнением / В.Г. Лешковцев, А.М. Покровский, А.И. Плохих, О.М. Ховова // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2009. – № 3. – С. 38–42.
3. Гуляев А.П. *Металловедение.* – М.: Металлургия, 1986. – 542 с.
4. Покровский А.М. Исследование пластичности стали с карбидно-интерметаллидным упрочнением // *Изв. вузов. Машиностроение.* – 2011. – № 10. – С. 14–17.
5. Покровский А.М. Исследование ползучести стали с карбидно-интерметаллидным упрочнением // *Изв. вузов. Машиностроение.* – 2011. – № 11. – С. 51–55.
6. Вафин Р.К., Покровский А.М., Лешковцев В.Г. Прочность термообрабатываемых прокатных валков. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. – 264 с.
7. Покровский А.М., Полушин А.А. Компьютерное моделирование физико-механических процессов, протекающих при термообработке опорных прокатных валков // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* – 2010. – № 36. – С. 50–55.
8. Лешковцев В.Г., Покровский А.М. Применение сталей с высокой прокаливаемостью для изготовления крупногабаритных прокатных валков // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2007. – № 11. – С. 40–44.

Статья поступила в редакцию 28.09.2012