



УДК 669.117.56

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЙ РАЗНОРОДНОГО СТАЛЬНОГО СЛИТКА ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ПЛАВКЕ

В. И. Махненко, А. С. Миленин, С. С. Козлитина, Л. И. Дзюбак

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
03680. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Показано, что использование разнородных конструкций, элементов машин и механизмов в различных отраслях (энергетическом комплексе, трубопроводном транспорте, авиакосмической промышленности) позволяет получать уникальный комплекс эксплуатационных свойств, сложно достижимых при использовании однородных материалов. В этом случае возникают естественные трудности в получении разнородных деталей и заготовок с гарантированным качеством металла. Для изготовления разнородных элементов существуют различные технологические приемы, одним из которых является электрошлаковая плавка в токоведущем кристаллизаторе с жидким присадочным металлом, применяемая, в частности, для производства разнородных по высоте стальных слитков большого диаметра, используемых для валов роторов турбин. Одной из задач оптимизации технологических параметров такого процесса является минимизация склонности металла разнородного слитка к появлению холодных трещин. Для численного анализа кинетики тепловых, физико-химических и механических процессов разработали комплекс математических моделей и программных средств, посредством которых обнаружены некоторые особенности формирования переходной зоны разнородного слитка. Предложен подход относительно выбора оптимального химического состава присадочного металла и продемонстрирована возможность минимизации таким образом склонности металла слитка к образованию холодных трещин в переходной зоне. Также показано существенное влияние материала с химическим составом, отличным от оптимального, на склонность металла слитка к растрескиванию, предложены способы эффективной оптимизации процесса электрошлаковой плавки разнородных по высоте слитков для снижения риска появления такого рода дефектов. Библиогр. 13, табл. 1, ил. 2.

Ключевые слова: разнородный стальной слиток большого сечения; электрошлаковая плавка; структурный состав; напряженно-деформированное состояние; холодные трещины; математическое моделирование

Использование разнородных элементов в современных конструкциях и механизмах является одним из эффективных способов получения уникального набора их эксплуатационных характеристик (повышенная прочность, стойкость против воздействия агрессивных сред и высоких температур, сопротивляемость различным нагрузкам и др. [1–3]. При этом возникает необходимость в неразъемном соединении элементов из различных материалов, для чего требуется соответствующая оптимизация металла разнородной переходной зоны с точки зрения определенного уровня эксплуатационных свойств конструкции в целом [4]. Примером таких конструктивных элементов являются разнородные по длине оси турбин, используемые в энергетической отрасли. Для их получения применяют электрошлаковую сварку цилиндрических заготовок большого

диаметра из различных сталей, что является трудоемким и энергозатратным процессом. В качестве альтернативы может быть предложен процесс электрошлаковой плавки (ЭШП) заготовок с изменением состава переплавляемого металла по мере выплавления слитка.

В Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины разработана технология ЭШП в токоведущем кристаллизаторе с жидким присадочным металлом [5], позволяющая получать слитки большого диаметра, в том числе переменного по высоте химического состава (рис. 1). Одной из задач оптимизации данного технологического процесса является снижение склонности металла переходной зоны к образованию дефектов несплошности типа холодных трещин (ХТ). Необходимым условием появления ХТ является одновременное наличие в



конкретной области металла растягивающих напряжений, закалочных структур и диффузионного водорода [6, 7].

Одним из путей обеспечения хорошего качества выплавляемых способом ЭШП слитков (наряду со снижением объемной доли водорода в металле переплавляемого металла) служит оптимизация производственных процессов с позиций минимизации количества мартенситных фаз в области высоких растягивающих напряжений. При этом рациональной является оценка склонности металла слитка к образованию указанных дефектов при различных режимах плавки с помощью современных методов математического и компьютерного моделирования кинетики температурного, фазового и напряженно-деформированного состояний металла слитка.

В настоящей работе с целью численного анализа кинетики структурного и напряженно-деформированного состояний разнородного стального слитка в зависимости от его химического состава и оценки склонности металла к появлению ХТ при ЭШП разработаны математические модели и средства компьютерного моделирования.

Как показано в работе [8], для минимизации переходной области между разнородными частями слитка, а также получения неглубокой и однородной в радиальном направлении цилиндрического слитка ванны жидкого металла оптимальным является режим, состоящий из следующих последовательных этапов: выплавки первой части слитка состава X_I ; уменьшения размеров жидкой ванны при остановке вытягивания слитка (скорость перемещения поддона $v = 0$) и варьировании подводимой мощности w_0 ; формирования переходной зоны за счет присадки металла состава X_{III} ; выплавки второй части слитка состава X_{II} .

Прогнозирование кинетики фазового состояния металла слитка в процессе ЭШП вплоть до его полного остывания производится с учетом численного анализа температурных циклов при конкретных режимах плавки, химического состава сталей слитка и диаграмм анизотропного распада аустенита (АРА). Такие диаграммы с учетом длительности выдержки выше соответствующих температур в настоящее время разработаны для многих сталей [9, 10]. С помощью диаграмм АРА можно оценить массовую часть V_n конкретной n -ной структурной составляющей ($n = A, \Phi, \Pi, Б, М$ — соответственно аустенитная, ферритная, перлитная, бейнитная, мартенситная) в областях как чистых, так и смешанных фаз: аустенитная (А), аустенитно-ферритная (А + Ка), перлитная (А + F + Ка), где Ка — карбиды, бейнитная (А + F + Ка), примыкающая к зоне, ограниченной температурой начала мартенситного превращения и сверху температурами ниже $600\text{ }^\circ\text{C}$. Точки пересечения кривых температурных циклов $T(t)$, характеризующиеся средней скоростью охлаждения в зоне $800\dots 500\text{ }^\circ\text{C}$ $W_{8/5}$, определяют температуры начала и конца соответствующи-

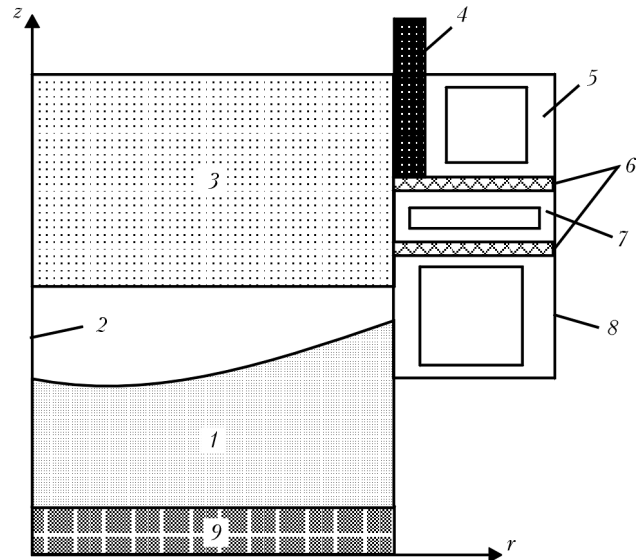


Рис. 1. Схема ЭШП разнородного по высоте слитка большого диаметра: 1 — слиток; 2 — ванна жидкого металла; 3 — шлак; 4 — графитовая футеровка; 5 — токоведущий кристаллизатор; 6 — изолятор; 7 — кристаллизатор, шунтирующий шлаковую ванну; 8 — кристаллизатор; 9 — поддон

щих структурных превращений аустенита в n -ную фазу. Самым простым способом использования диаграммы АРА для конкретного цикла охлаждения с величиной $[W_{8/5}]$ является интерполяция данных диаграммы соответствующей стали на конкретную область, т. е. искомая величина A_K при $[W_{8/5}]$ ($W_{8/5}^+ > [W_{8/5}] > W_{8/5}^-$) определяется из следующего соотношения:

$$A_K = \frac{A_K^+ - A_K^-}{W_{8/5}^+ - W_{8/5}^-} (W_{8/5}^+ - [W_{8/5}]) + A_K^-$$

где A_K^+ соответствует $W_{8/5}^+$; A_K^- — $W_{8/5}^-$.

Таким образом, для любой кривой охлаждения $\frac{\partial T}{\partial t} < 0$ в металле рассматриваемого слитка на основе соответствующей оцифрованной диаграммы АРА определяются необходимые данные относительно температур начала и конца n -ной фазы превращения аустенита, длительность превращения в фазу $n = \Phi, \Pi, Б, М$, массовые доли начала и конца n -ого превращения V_n^{st}, V_n^e .

Соответственно при температуре $T(t)$ в момент времени t при $T_n^{st} > T(t) > T_n^e$ относительная массовая доля n -ной микроструктуры $V_n(t, T)$ определяется следующим образом:

$$V_n(t, T) = \frac{V_n^e}{2} \left[\frac{T_n^{st} - T(t)}{T_n^{st} - T_n^e} + \frac{t_n^{st} - t}{t_n^{st} - t_n^e} \right] + V_n^{st}$$

В случае $\frac{\partial T}{\partial t} > 0$ принимается условие



$$\frac{\partial V_n}{\partial t} = 0 \text{ при } T < 800 \text{ }^\circ\text{C};$$

$$V_{n \neq A} \equiv 0, V_A = 1,0 \text{ при } T \geq 800 \text{ }^\circ\text{C}.$$

В случае, если диаграмма АРА конкретной стали не содержит подробных данных о микроструктурном состоянии для необходимого цикла охлаждения, они могут быть восстановлены с помощью соответствующих теоретических гипотез. В частности, довольно популярной является гипотеза Аврамы [11], используемая в сварочной литературе, согласно которой скорость появления новых фаз $\left. \frac{\partial V}{\partial t} \right|_{n \neq A}$ при данной температуре $T(t)$ пропорциональна содержанию остаточного аустенита $V_A(t)$, т. е.

$$\frac{\partial V_{n \neq A}}{\partial t} = - \frac{\partial V_A(t)}{\partial t} = k(T)V_A(t), \quad (1)$$

где $k(T)$ — функция температуры.

Из уравнения (1) следует, что в температурном интервале $\Delta T = T_2 - T_1$

$$\Delta V(t) = C_0 \exp [-k(T)(t - t_0)],$$

где константа интегрирования C_0 определяется при температуре T_1 и времени $t = t_0: C_0 = V_A(t_0)$.

Анализ напряженно-деформированного состояния слитка в процессе ЭШП в данной работе производили на основе численного решения задачи нестационарной термопластичности путем прослеживания упруго-пластических деформаций с момента начала плавки вплоть до полного остывания слитка [12]. Связь между приращениями компонент тензоров напряжений $\Delta\sigma_{ij}$ и деформаций $\Delta\varepsilon_{ij}$ определяется законом Гука и ассоциированным законом пластического течения исходя из следующих соотношений [13]:

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}/\sigma_m) + \delta_{ij}(K\sigma_m + \Delta\varepsilon_m) - \frac{1}{2G}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m)^* + (K\sigma_m)^*,$$

где $K = \frac{1 - 2\nu}{E}$; $G = \frac{E}{2(1 + \nu)}$; E — модуль Юнга, ν — коэффициент Пуассона; σ_m — мембранные напряжения; δ_{ij} — символ Кронекера; ψ — функция состояния материала, определяемая условием пластического течения согласно критерию Мизеса.

$$\psi = \frac{1}{2G}, \text{ если } \sigma_i < \sigma_T,$$

$$\psi > \frac{1}{2G}, \text{ если } \sigma_i = \sigma_T,$$

где σ_i — интенсивность напряжений; σ_T — предел текучести.

Для учета влияния объемных эффектов фазовых превращений определяются относительные линейные изменения элементарного объема при наличии соответствующей диаграммы АРА и справочных данных относительно объемного изменения соответствующей микроструктуры $\gamma_n(T)$ согласно следующим зависимостям, см³/г:

$$\gamma_A(T) = 0,12282 + 8,76 \cdot 10^{-6}(T + 273) + 2,13 \cdot 10^{-6}C;$$

$$\gamma_M(T) = 0,12708 + 4,448 \cdot 10^{-6}(T + 273) + 2,79 \cdot 10^{-3}C;$$

$$\gamma_\Phi(T) = \gamma_{II}(T) = \gamma_B(T) = 0,12708 + 5,528 \cdot 10^{-6}(T + 273),$$

где C — содержание углерода, %.

Предполагается, что в каждом достаточно малом элементарном объеме слитка температура и свойства имеют постоянные значения, а также сохраняется масса. Тогда относительное изменение линейных размеров данного элементарного объема $\Delta\varphi$, связанное с изменением температуры и микроструктур за временной отрезок $\Delta t = t_k - t_{k-1}$, при известных $\gamma_n(T)$ и $V_n(T, t)$ можно представить в виде

$$\Delta\varphi = \frac{\sum_{n=A, \dots, M} V_n(T, t_k)\gamma_n(T_k) - \sum_{n=A, \dots, M} V_n(T, t_{k-1})\gamma_n(T_{k-1})}{3 \sum_{n=A, \dots, M} V_n(T_0, 0)\gamma_n(T_0)},$$

где T_0 — начальная температура формирования материала твердого слитка (например, температура солидус).

Для вычисления предела текучести металла в зависимости от V_n обычно используют зависимость

$$\sigma_T(T) = \sum_{n=A, \dots, M} \sigma_T^{(n)}(T)V_n(T),$$

где $\sigma_T^{(n)}$ — предел текучести n -ной структурной составляющей в зависимости от температуры.

При этом для многих сталей $\sigma_T^{(n)}(T)$ можно представить в виде

$$\sigma_T^{(n)}(T) = \sigma_T^{(n)}(20 \text{ }^\circ\text{C})f(T) \dots,$$

где $f(T)$ не зависит от n .

Приведенные модели кинетики структурного состава и напряженно-деформированного состояния металла, разнородного по высоте слитка, объединяются с разработанными моделями изменения полей температур и химического состава в рамках обобщенных конечно-разностных и конечно-элементных схем. В качестве примера численного анализа склонности металла разнородного по высоте слитка большого диаметра к образованию ХТ рассмотрен процесс ЭШП цилиндрического слитка диаметром 1200 мм из сталей различного класса: сталь SAE2330 (состав XI), мас. %: 0,3 C–51 Mn–0,32 Si–0,007 S–0,011 P–3,03 Ni–0,07 Cr–0,032 Al–0,001 Ti; сталь 28NiCrMo74 (состав XII), мас. %:

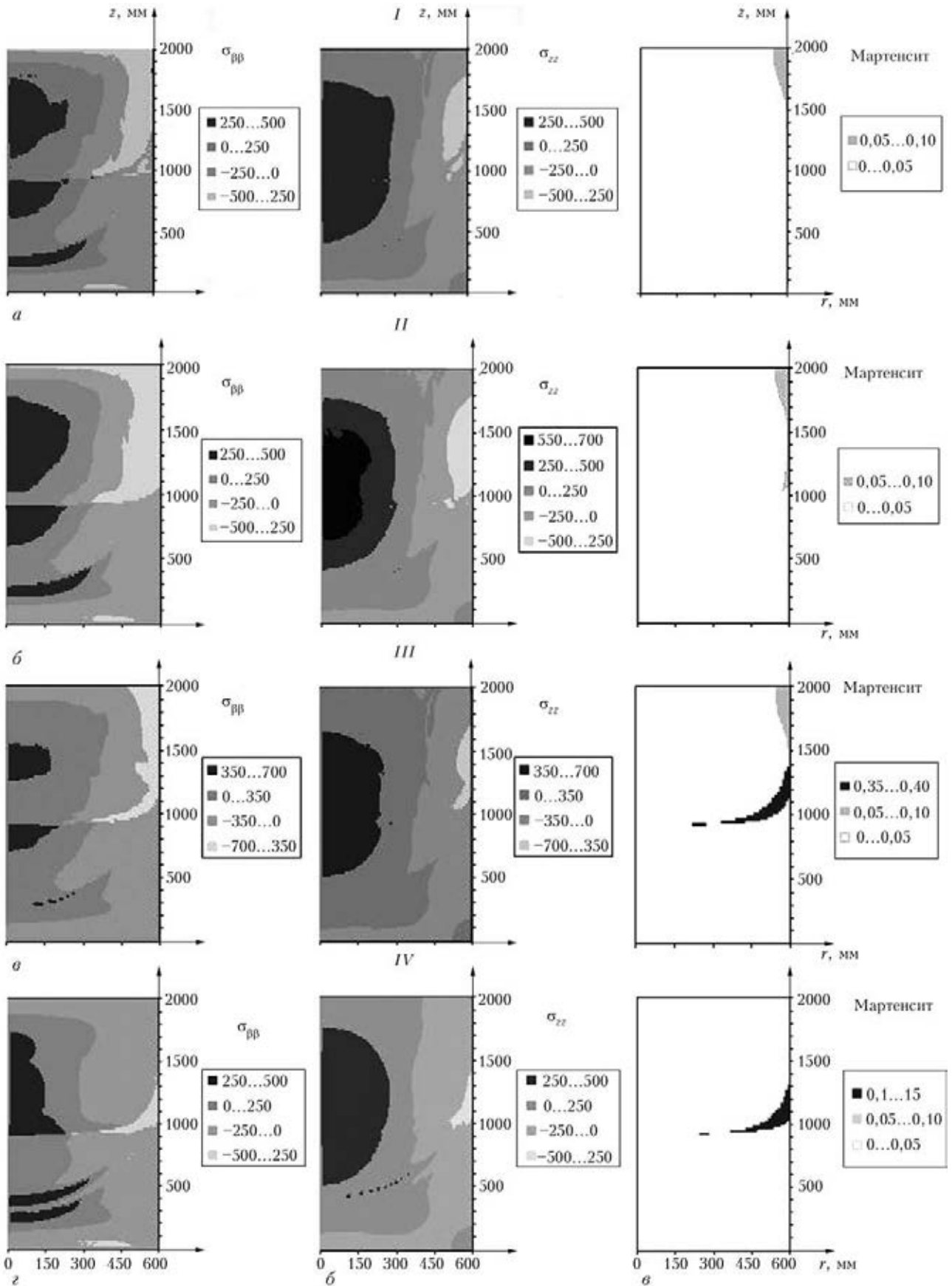


Рис. 2. Распределение тангенциальных (*a*), аксиальных (*б*) напряжений и мартенсита (*в*) в поперечном сечении разнородного цилиндрического слитка из сталей SAE2330 и 28NiCrMo74 с присадочным металлом оптимального состава 30CAD6-12 (*I*); без него (*II*); с присадочным металлом 14NiCr1,4 (*III*); с присадочным металлом 30NCD12 после выплавки способом ЭШП (*IV*)



0,3 С–0,46 Мн–0,24 Si–0,025 S–0,03 P–2,06 Ni–1,44 Cr–0,37 Мо–0,2 Cu–0,001 V.

Скорость плавки в рассматриваемом случае принята равной 6 мм/мин, температура заливаемого металла – 1550 °С. Соответственно первые 2,75 ч (1000 мм слитка по высоте) в кристаллизатор подается расплав состава X_I , вторая половина слитка должна иметь состав X_{II} . Более плавного разнородного по высоте перехода можно достичь за счет разбавления предыдущего состава жидкой металлической ванны составом X_{III} . Для расчета оптимального химического состава присадки $X_{опт}$ можно воспользоваться формулой

$$X_{опт} = X_{II} + \frac{4G_F}{\pi D^2 v \tau} (X_{II} - X_I), \quad (2)$$

где G_F – объем жидкой металлической ванны в конце выплавки части слитка состава X_I .

В общем случае, если известен химический состав $X(t)$ жидкой металлической ванны объемом $G(t)$ в момент времени t и объемная скорость внедрения жидкого металла $\pi \frac{D^2}{4} v(t)$ с химическим составом X_{III} , то за промежуток времени Δt химический состав жидкой металлической ванны $X(t + \Delta t)$ определяется зависимостью

$$X(t + \Delta t) = \frac{X(t)[2G(t) - G(t + \Delta t)] + X_{III} \frac{\pi D^2}{4} v(t) \Delta t}{2G(t) - G(t + \Delta t) + \frac{\pi D^2}{4} v(t) \Delta t},$$

где $G(t)$ – объем ванны жидкого металла; $v(t)$ – скорость плавки; D – диаметр слитка.

Следует отметить, что при оптимизации рассматриваемого технологического процесса актуальным является вопрос выбора промежуточного металла. Так как подбор химического состава согласно формуле (2) для каждой конкретной пары металлов разнородного слитка является трудоемким и усложняет процесс выплавки, то целесообразным является использование для присадки существующих ма-

рок сталей, состав которых наиболее приближен к расчетному. В таблице приведены результаты расчета состава жидкой ванны, здесь в качестве присадки используется сталь 30CAD6-12, мас. % (0,28 % С–0,49 % Мн–0,32 % Si–0,050 % S–0,012 % P–0,13 % Ni–1,65 % Cr–0,22 % Мо–1,050 % Al).

В этом случае в переходной области не замечены предпосылки к избыточной склонности металла к образованию ХТ (рис. 2, I). Процессы тепломассобмена приводят к плавному переходу структурных составляющих от одного состава слитка к другому, наибольшая вероятность появления дефектов несплошности зафиксирована в центральной части слитка. Это связано со спецификой отвода тепла и усадочных процессов, в то время как формирование разнородной переходной зоны происходит в режимах, приближенных к оптимальным.

Следует отметить, что использование многоэтапного ЭШП разнородного по высоте слитка с оптимальным химическим составом присадки снижает склонность металла слитка к образованию дефектов в сравнении с технологией, не предусматривающей применение промежуточного слоя [8]. Использование при плавке только двух основных сталей влечет за собой формирование более высоких растягивающих напряжений в слитке, вызванных большими градиентами механических свойств металла переходной зоны при сходных распределениях закалочных структур (рис. 2, II).

Отклонение химического состава присадочного металла от оптимального, определенного согласно формуле (2), в зависимости от структурного состояния основного слитка может изменить склонность к образованию ХТ в переходной области. На рис. 2, III показаны результаты моделирования выплавки слитка из сталей того же состава, но в качестве промежуточного выбран металл 30NCD12, мас. % (0,3 С–0,4 Мн–0,3 Si–0,016 S–0,015 P–3,2 Ni–0,86 Cr–0,4 Мо–0,17 Cu).

В переходной области при этом формируются участки с повышенным содержанием мартенсита и одновременным наличием растягивающих аксиальных напряжений. Это свидетельствует о существен-

Результаты расчета состава жидкой ванны $X(t_n + \tau)$ для металлов с составами X_I , X_{II} и присадки с составом X_{III}

Химический элемент	X_I	X_{II}	X_{III}	$\tau = 17$ мин		$\tau = 34$ мин	
				$X_{опт}$	$X(t_n + \tau)$	$X_{опт}$	$X(t_n + \tau)$
С	0,3	0,3	0,28	0,3	0,29	0,3	0,29
Мн	0,51	0,46	0,49	0,46	0,50	0,44	0,50
Si	0,32	0,24	0,32	0,24	0,32	0,21	0,32
S	0,007	0,025	0,05	0,03	0,03	0,03	0,04
P	0,0011	0,03	0,012	0,03	0,01	0,04	0,01
Ni	3,03	2,06	0,13	2,05	1,22	1,75	0,87
Cr	0,07	1,44	1,65	1,46	1,05	1,87	1,25
Мо	0	0,37	0,22	0,37	0,14	0,49	0,16



ном росте склонности металла переходной зоны к появлению ХТ из-за некорректного выбора присадочного материала. В то же время, если в качестве присадки выбрать сталь 14NiCr1,4, мас. % (0,13 С–0,46 Мн–0,26 Si–0,012 S–0,013 Р–3,69 Ni–0,78 Cr–0,04 Мо–0,16 Cu–0,012 Al), количество закалочных структур переходной зоны незначительно (рис. 2, IV), а наличие разнородного перехода не меняет склонности слитка к появлению таких дефектов несмотря на существенное отличие от оптимального состава присадки.

Выводы

1. С целью численного анализа склонности металла разнородного по высоте стального слитка к образованию ХТ при ЭШП разработана комплексная математическая модель кинетики температурного, структурного и напряженно-деформированного состояний металла цилиндрических слитков. Предложены подходы к определению химического состава присадочного металла для получения оптимальной переходной зоны с позиций конечного качества слитка.

2. Показано, что при рациональном выборе присадочного металла наличие переходной зоны не влияет на общую склонность металла слитка к образованию ХТ, поскольку количество закалочных структур в областях с растягивающими напряжениями не превышает их объемной доли в других частях слитка.

3. Проанализирована возможность использования в качестве присадочного материала сталей с химическим составом, отличным от оптимального (с позиций склонности металла слитка к образованию ХТ). Показано, что этот фактор может иметь существенное влияние на склонность металла пере-

ходной зоны к появлению таких дефектов, поскольку может вызвать увеличение количества мартенсита в областях с растягивающими аксиальными напряжениями.

1. *Characterization and properties of dissimilar metal combinations of Fe/Al and Ti/Al-sheet materials* / F. Wagner, I. Zerner, M. Kreimeyer et al. // Proc. ICALEO (Orlando, Florida, USA, Sept., 2001). — Orlando: LIA Congress Proc., 2001. — P. 365–374.
2. *Kahraman N., Gulenc B., Findik F.* Corrosion and mechanical-microstructural aspects of dissimilar joints of Ti–6Al–4V and Al plates. // Intern. J. of Impact Engineering. — 2007. — № 34. — P. 1423–1432.
3. *Darwish S. M.* Analysis of weld-bonded dissimilar materials // Intern. J. of Adhesion & Adhesives. — 2004. — № 24. — P. 347–354.
4. *Сварка разнородных металлов и сплавов* / В. Р. Рябов, Д. М. Рабкин, Р. С. Курочко и др. — М.: Машиностроение. — 1984. — 239 с.
5. *Исследование параметров электрошлаковой плавки в токоведущем кристаллизаторе* // Ю. М. Кусков, В. И. Ус, С. В. Томиленко и др. // Пробл. спецэлектрометаллургии. — 1995. — № 3. — С. 24–28.
6. *Прохоров Н. Н.* Физические процессы в металлах при сварке. Т. 2. — М.: Металлургия, 1976. — 600 с.
7. *Риск образования холодных трещин при сварке конструкционных высокопрочных сталей* // В. И. Махненко, В. Д. Позняков, Е. А. Великоиваненко и др. // 36. наук. праць НУК. — 2009. — № 3. — С. 5–12.
8. *Получение способом ЭШП ЖМ разнородного по длине слитка большого сечения с минимальной переходной зоной* // В. И. Махненко, Л. Б. Медовар, С. С. Козлитина и др. // Современ. электрометаллургия. — 2012. — № 2. — С. 3–7.
9. *Atlas of time-temperatures diagrams for irons and steels* / Ed. by G. Vander Voort. — Ohio: ASM Publication, 1991. — 804 p.
10. *Atkins M.* Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels. — Ohio: ASM Publication, 1980. — 260 p.
11. *Кристиан Дж.* Теория превращений в металлах и сплавах. — М.: Мир, 1978. — 541 с.
12. *Махненко В. И.* Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2010. — 618 с.
13. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.

It is shown that the application of dissimilar structures, elements of machines and mechanisms in various branches (power complex, pipeline transport, aerospace industry) allows producing the unique complex of service properties, which is difficult to provide when using the similar materials. In this case the natural difficulties are encountered in producing the dissimilar parts and billets with a guaranteed quality of metal. To manufacture the dissimilar elements, there are different technological procedures, one of which is the electroslag melting in a current-carrying mould with a molten filler metal, in particular for producing of large-diameter steel ingots, dissimilar in height, used for turbine rotor shafts. One of the problems of optimizing the technological parameters of this process is the minimizing the tendency of dissimilar ingot metal to the initiation of cold cracks. A complex of mathematical models and programming means for the numerical analysis of kinetics of thermal, physical-chemical and mechanical processes was developed, owing to which some peculiarities of formation of transition zone of the dissimilar ingot were revealed. An approach was suggested for selection of optimum chemical composition of filler metal and, thus, the feasibility of minimizing the ingot metal susceptibility to the formation of cold cracks in transition zone was demonstrated. The significant influence of material with chemical composition, different from optimum one, on the susceptibility of ingot metal cracking was also shown and methods of effective optimizing the process of electroslag melting of ingots, dissimilar in height, were offered for reducing the risk of initiation of these types of defects. Ref. 13., Table 1, Figures 2.

Key words: large-section dissimilar steel ingot; electroslag melting; structural composition; stress-strain state; cold cracks; mathematical modeling

Поступила 04.10.2013