



РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЭИ698ВД ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ

Академик НАН Украины **С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО**,

И. В. ЗЯХОР, канд. техн. наук, **Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО**, канд. физ.-мат. наук, **Г. Ф. РОЗЫНКА**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведена оценка термомеханических условий формирования соединений жаропрочного никелевого сплава ЭИ698ВД при сварке трением. Установлена возможность достижения температуры плавления жаропрочного сплава в зоне контакта на стадии нагрева и определено поведение расплава на всех стадиях процесса. Предложены пути оптимизации технологии сварки трением жаропрочных никелевых сплавов и способы минимизации ширины зоны фазовых превращений в сварных соединениях.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, сварка трением, параметры режима сварки, сварное соединение, упрочняющая γ' -фаза, математическая модель, температура плавления, зона контакта

Для изготовления деталей газотурбинных двигателей (ГТД) применяют дисперсионно-упрочняемые сплавы на никелевой основе с содержанием упрочняющей γ' -фазы 10...60 об. % [1–3]. В частности, в России и Украине успешно используют сплавы ЭИ698ВД (ХН73МБТЮ), ЭК79 и сплав ЭП741НП, который получают способом металлургии гранул. Для изготовления сварных узлов ГТД, работающих в условиях воздействия высоких температур и нагрузок, весьма перспективным является применение сварки трением (СТ).

Известно, что для формирования качественного соединения при СТ необходимо обеспечить определенную деформацию, при которой происходит вытеснение оксидов и адсорбированных пленок за границы сечения заготовок [4]. Температурный интервал деформации (ТИД) сплава зависит от его химического состава и ограничивается температурой сольвуса $T_{p\gamma'}$ (полного растворения упрочняющей γ' -фазы), с одной стороны, и температурой солидуса $T_{пл}$ (начала плавления), с другой. С увеличением объемной доли γ' -фазы в сплаве ТИД сужается — температура начала плавления сплава снижается, а температура полного растворения γ' -фазы повышается (табл. 1). Рекомендуемый промышленными стандартами ТИД еще уже [5].

Возможность обеспечения требуемой для качественной сварки деформации (осадки) зависит от сочетания таких технологических параметров СТ, как окружная скорость v_r ($v_r = \pi dn$, где d —

диаметр деталей; n — частота вращения), давление P и время t (рис. 1).

Как правило, оптимальные значения этих параметров определяют путем сравнения механических свойств соединений, полученных при различных режимах сварки. Для оценки фазовых изменений металла (степени деградации упрочняющей γ' -фазы) в зоне сварного соединения необходимы данные о температурно-временных условиях формирования соединений конкретных сплавов. Поскольку прямые измерения температуры металла в зоне контакта при СТ затруднены

Таблица 1. Фазовые характеристики и ТИД жаропрочных сплавов

Сплав	Содержание γ' -фазы, об. %	Критические точки, °С		Рекомендуемая температура деформации, °С
		$T_{p\gamma'}$	$T_{пл}$	
ЭИ698ВД	20	1020	1320	1000...1180
ЭК79	35	1100	1280	1100...1130
ЭП741НП	60	1185	1270	1185...1200

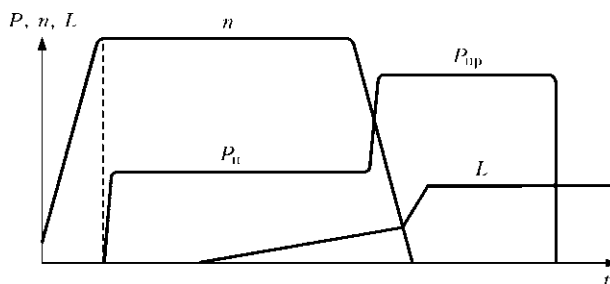


Рис. 1. Типовая циклограмма процесса СТ: L — осадка при сварке; P_n , $P_{пр}$ — давление соответственно при нагреве и проковке



[6], научный и практический интерес представляет оценка термомеханических условий формирования соединений жаропрочных сплавов расчетным путем.

Цель настоящей работы — определение с помощью расчета термических циклов СТ жаропрочного никелевого сплава ЭИ698ВД в зависимости от параметров режима сварки, а также оценка влияния термомеханического цикла СТ на фазовый состав металла зоны соединения и разработка рекомендаций по оптимизации технологии СТ.

Расчеты термических циклов выполняли с использованием разработанной математической модели процесса нагрева при СТ, в основу которой положены уравнение теплопроводности и характеристики потребления материалом мощности в процессе СТ.

Температурное поле $T(r, z, \tau)$ в произвольный момент t находят на основе известного температурного поля $T(r, z, t - \Delta t) = T_*$ в момент $t - \Delta t$, где Δt — шаг прослеживания во времени изменения температурного поля, начиная с начального состояния $t = 0$. На каждом шаге прослеживания температура $T = T(r, z, t)$ определяется вариационным методом в результате минимизации следующего функционала:

$$E_T = -\frac{1}{2} \iint_S \left[r\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial r} \right)^2 + r\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial z} \right)^2 + rc\gamma \frac{T^2}{\Delta t} - 2rT \left(\frac{T_*}{\Delta t} c\gamma + W \right) \right] drdz + \frac{1}{2} \int_{\Gamma} r\alpha_r (T - 2T_c) T d\Gamma, \quad (1)$$

где $\lambda = \lambda(T)$ — коэффициент теплопроводности материала; $c\gamma = c\gamma(T)$ — объемная теплоемкость; $W = W(r, z, t)$ — мощность источника тепловыделения, связанного с трением; S — рассматриваемая площадь сечения изделия в плоскости (r, z) ; Γ — контур, ограничивающий поверхность площадью S , на которой задано граничное условие теплообмена с окружающей средой по закону

Ньютона с коэффициентом теплообмена α_r ; T_c — температура окружающей среды.

Минимизируя функционал (1) по $T(r, z, t)$, получаем двухмерное уравнение теплопроводности в цилиндрической системе координат r, z :

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda_r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + r \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Wr = rc\gamma \frac{\partial T}{\partial t} - 2\alpha_r (T_c - T). \quad (2)$$

Начальную температуру принимали равной 20 °С, граничные условия соответствовали условиям теплообмена с окружающей средой:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial r} = -\alpha_r (T_c - T); \quad \lambda \frac{\partial T}{\partial z} = -\alpha_r (T_c - T). \quad (3)$$

Мощность теплового источника $W(r, z, t)$ определяли по формуле из работы [7]:

$$W = P\nu_r F_r, \quad (4)$$

где P — давление при нагреве, МПа; F_r — коэффициент трения свариваемых поверхностей.

Значение F_r при СТ сплава ЭИ698ВД определяли расчетным путем по методике, изложенной в работе [8]. Изменение коэффициента трения F_r в зависимости от окружной скорости ν_r представлено на рис. 2.

При расчетах принимали, что тепло выделяется по всей поверхности трения, при образовании жидкой фазы в зоне контакта тепловыделение прекращается, а жидкий металл выдавливается в грат.

Температурную задачу решали методом конечных элементов. Функционалу (1) соответствует квадратичная форма, которая представляет собой сумму всех элементов рассматриваемой области

Таблица 2. Теплофизические свойства сплава ЭИ698ВД

$T, ^\circ\text{C}$	$c\gamma \cdot 10^3, \text{ Дж}/(\text{м}^3 \cdot ^\circ\text{C})$	$\lambda, \text{ Вт}/(\text{м} \cdot ^\circ\text{C})$
50	3,76	11,7
100	3,80	11,7
200	3,88	13,4
300	4,00	14,6
400	4,150	15,9
500	4,330	17,6
600	4,540	19,7
700	4,960	21,3
800	5,500	23,0
900	5,500	24,7
1000	5,420	24,7
1100	5,380	24,7
1200	5,380	24,7

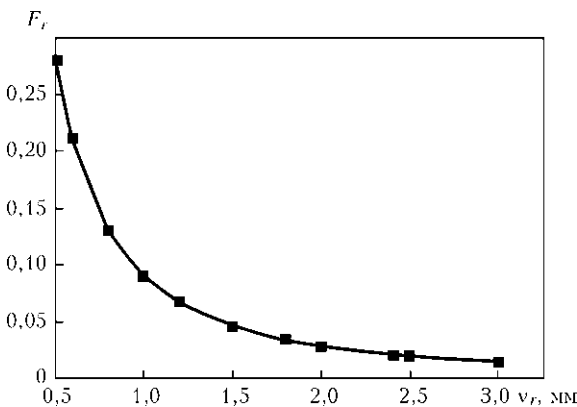


Рис. 2. Зависимость коэффициента трения F_r от окружной скорости ν_r ($F_r = A/\nu_r^k$, где $A = 0,09$, $k = 1,65$)

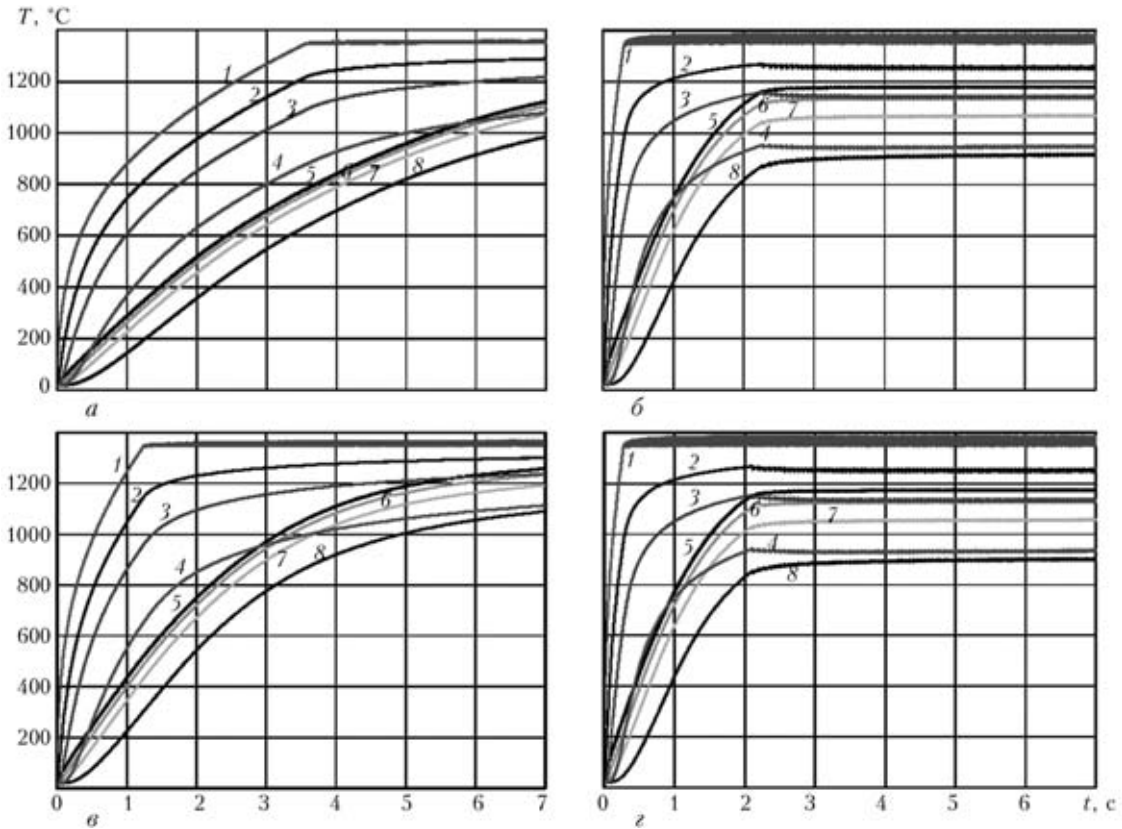


Рис. 3. Изменение температуры в заготовках сплошного сечения диаметром 16 мм из сплава ЭИ698ВД при СТ на различных расстояниях от поверхности контакта z (осевое направление) и центра сечения r (радиальное направление) при $v_r = 2$ (а, б) и 1 м/с (в, г), $P = 100$ (а), 200 (б), 600 МПа (б, г): 1 — $z = 0$, $r = 8$ мм; 2 — $z = 0,5$ мм, $r = 8$ мм; 3 — $z = 1$ мм, $r = 8$ мм; 4 — $z = 2$ мм, $r = 8$ мм; 5 — $z = 0$, $r = 0$; 6 — $z = 0,5$ мм, $r = 0$; 7 — $z = 1$ мм, $r = 0$; 8 — $z = 2$ мм, $r = 0$

$$E_H = -\frac{1}{2} \sum_m \sum_n \left\{ (r\lambda)_{m,n} \left[\left(\frac{T_{m,n} - T_{m-1,n}}{\Delta r_{m,m-1}} \right)^2 + \left(\frac{T_{m,n} - T_{m,n-1}}{\Delta z_{n,n-1}} \right)^2 \right] - 2W_{m,n} T_{m,n} r_{m,n} \right\} \Delta r_{m,m-1} \Delta z_{n,n-1} \quad (5)$$

Минимизируя квадратичную формулу (5) по значениям температуры $T_{m,n}$ в правом верхнем узле конечного элемента, получаем систему линейных алгебраических уравнений:

$$\begin{aligned} & T_{m+1,n} \lambda_{m+1,n} r_{m+1} \frac{\Delta z_{n+1,n}}{\Delta r_{m+1,m}} + \\ & + T_{m,n+1} \lambda_{n,n+1} r_m \frac{\Delta r_{m,m+1}}{\Delta z_{n+1,n}} + \\ & + T_{m-1,n} \lambda_{m,n} r_m \frac{\Delta z_{n,n-1}}{\Delta r_{m,m-1}} + \\ & + T_{m,n-1} \lambda_{m,n} r_m \frac{\Delta r_{m,m-1}}{\Delta z_{n,n-1}} - \\ & - T_{m,n} \left[r_m \lambda_{m,n} \frac{\Delta z_{n,n-1}}{\Delta r_{m,m-1}} + r_{m+1} \lambda_{m+1,n} \frac{\Delta z_{n,n+1}}{\Delta r_{m+1,n}} \right] \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} & + r_m \lambda_{m,n+1} \frac{\Delta r_{m,m-1}}{\Delta z_{n+1,n}} + \frac{c\gamma_{m,n}}{\Delta t} r_m \Delta r_{m,m-1} \Delta z_{n,n-1} \Big] + \\ & + \left(W_{m,n} + \frac{c\gamma_{m,n}}{\Delta t} T_{m,n}^{(k-1)} \right) r_m \Delta r_{m,m-1} \Delta z_{n,n-1} = 0 \quad (6) \\ & (m = 1, 2, \dots, M; n = 1, 2, \dots, N), \end{aligned}$$

где M, N — количество конечных элементов соответственно по радиусу r и оси вращения z .

К системе уравнений (6) для полной постановки задачи необходимо присоединить граничные условия

$$\lambda \frac{T_{m,n} - T_{m-1,n}}{\Delta r_{m,m-1}} = -\alpha_1 (T_c - T_{m,n}), \quad (6a)$$

$$\lambda \frac{T_{m,n} - T_{m,n-1}}{\Delta z_{n,n-1}} = -\alpha_1 (T_c - T_{m,n}). \quad (6b)$$

Система уравнений (6)–(6б) решалась методом Гаусса. Расчеты термических циклов проводили для СТ заготовок сплошного сечения диаметром 16 мм из сплава ЭИ698ВД с учетом его теплофизических свойств (табл. 2). Окружная скорость при выбранных частотах вращения составляла $v_r = 0,5, 1,0, 2,0$ м/с, давление изменялось в пределах 100...600 МПа.

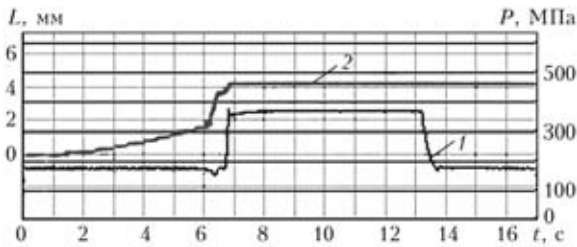


Рис. 4. Осциллограмма изменения давления P (1) и перемещения (осадки L) (2) при СТ сплава ЭИ698ВД

На рис. 3 приведено расчетное распределение температуры в образцах для некоторых сочетаний технологических параметров.

Расчет распределения температуры $T(x, t)$ показал, что температура начала плавления сплава ЭИ698ВД достигается за короткий промежуток времени от начала сварки. При $P = 200 \dots 600$ МПа это время составляет $0,5 \dots 1,5$ с. В дальнейшем рост температуры в плоскости контакта прекращается, нагрев заготовок происходит в осевом направлении. При значительном температурном градиенте в зоне контакта в осевом и радиальном направлениях на начальной стадии процесса СТ вытеснение металла из стыка не происходит. На осциллограммах изменения осадки при различных режимах сварки видно, что начало укорочения образцов наблюдается приблизительно через 2 с после начала процесса СТ (рис. 4).

Измерение момента M трения при СТ сплава ЭИ698ВД по методике [9] свидетельствует о том, что значение M сохраняется на высоком уровне (рис. 5). В связи с этим можно предположить, что расплав образуется на отдельных участках поверхности контакта, которые в дальнейшем подвергаются интенсивному деформированию, а затем перемещаются в радиальном направлении и вытесняются из стыка в грат.

Начало осадки заготовок обусловлено достижением определенного температурного градиента в зоне контакта в осевом z и радиальном r направлениях. Анализ кривых на рис. 3 показывает, что для начала деформации заготовок в макрообъемах необходим их нагрев выше температуры

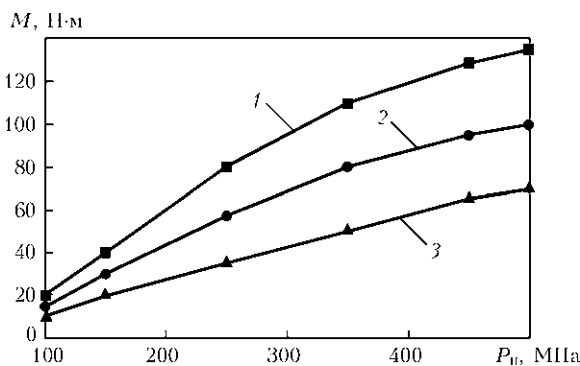


Рис. 5. Зависимость момента M трения от давления P_n в установившейся стадии нагрева в процессе СТ сплава ЭИ698ВД при $v_r = 0,5$ (1), 1,0 (2) и 2,0 м/с (3)

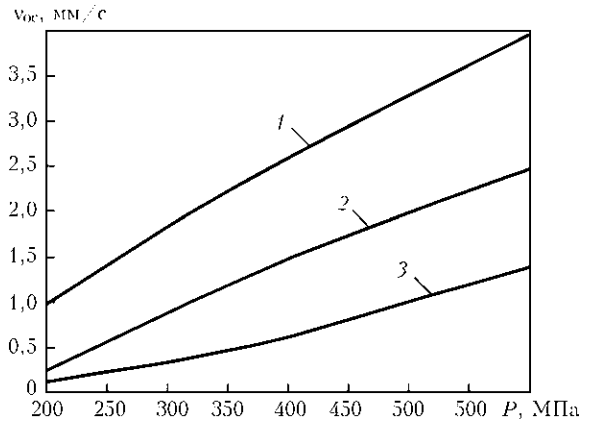


Рис. 6. Расчетная зависимость скорости осадки $v_{ос}$ от давления P при СТ сплава ЭИ698ВД: 1–3 — см. рис. 6

сольвуса $T_{p\gamma}$ на глубину $z = 1 \dots 2$ мм в периферийной части сечения заготовок и на $z \approx 0,5 \dots 1,0$ мм — в центральной их части. Большим значениям давления соответствует меньшие из указанных интервалов значения z .

Интенсивность выделения энергии в процессе нагрева зависит от окружной скорости и давления. Так, при возрастании давления и уменьшении окружной скорости в исследуемом диапазоне значений тепловыделение в зоне контакта увеличивается. Это, очевидно, связано с нелинейной зависимостью коэффициента трения F_r от окружной скорости v_r (см. рис. 1). Максимальная температура в стыке не повышается — интенсификация нагрева с увеличением давления и уменьшением окружной скорости компенсируется увеличением скорости осадки (рис. 6), что сопровождается вытеснением нагретого металла из зоны контакта. Полученные результаты согласуются с данными работ [10, 11] об увеличении мощности тепловыделения и ширины зоны вязкопластичного течения металла при увеличении давления и уменьшении окружной скорости в процессе СТ стали.

Распределение температуры вдоль образующей после остановки вращения при разных значениях P и $v_r = 0,5, 1,0$ и $2,0$ м/с представлено на рис. 7, из которого видно, что при уменьшении v_r и увеличении P градиент температур по длине образцов возрастает.

Результаты расчетов показали, что, поскольку в зоне контакта достигается температура плавления, то при любых значениях параметров режима СТ следует ожидать растворения упрочняющей γ' -фазы в зоне сварного соединения. Здесь ширина зоны фазовых изменений определяется температурным полем, а именно, шириной зоны нагрева металла до температуры выше $T_{p\gamma}$. Как видно из рис. 7, ширина указанной зоны уменьшается при снижении окружной скорости и повышении давления.

Этот вывод подтверждается данными дюраметрических исследований сварных соединений сплава ЭИ698ВД, полученных при изменении па-

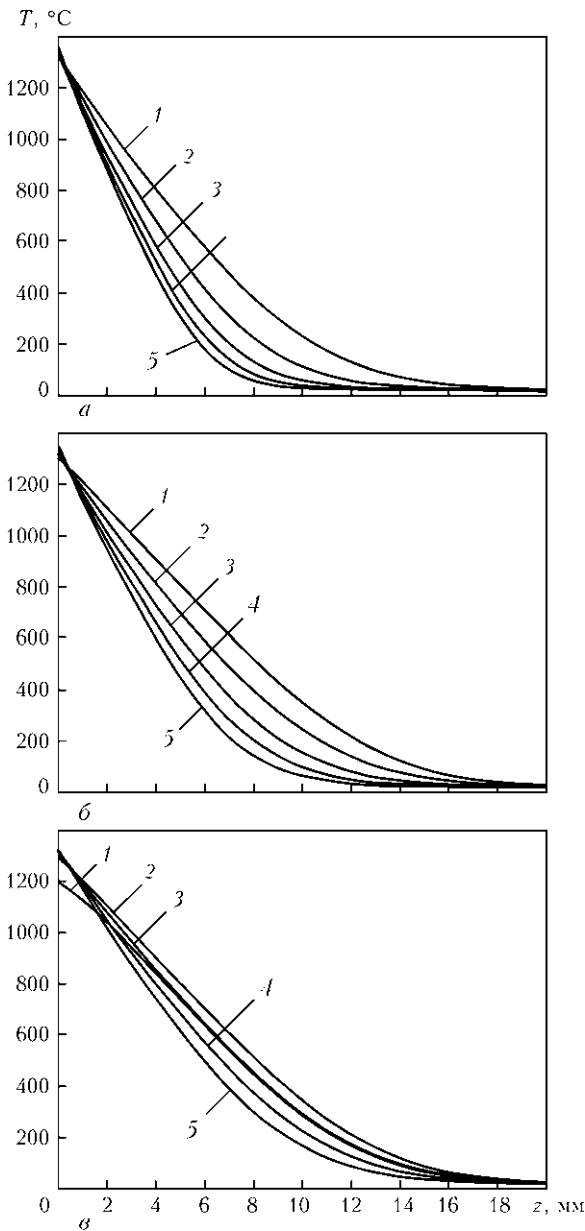


Рис. 7. Температурные поля в зоне соединения сплава ЭИ698ВД после СТ при $v_r = 0,5$ (а), $1,0$ (б) и $2,0$ м/с (в): 1 — $P = 200$; 2 — 300; 3 — 400; 4 — 500; 5 — 600 МПа

раметров режима СТ в широком диапазоне. Характер распределения микротвердости металла в зоне соединения (до сварки сплав находился в термически упрочненном состоянии) при различных режимах СТ аналогичен, но отличается шириной зоны разупрочнения, а также минимальными значениями микротвердости металла зоны термического влияния сварного соединения (рис. 8). Ширина зоны ЗТВ с пониженной микротвердостью практически совпадает с шириной зоны нагрева (выше 1020°C ($T_{p\gamma}$)), полученной расчетным путем при различных значениях технологических параметров режима СТ, что свидетельствует об адекватности математической модели. Повышение микротвердости металла в плоскости соединения связано со значительным

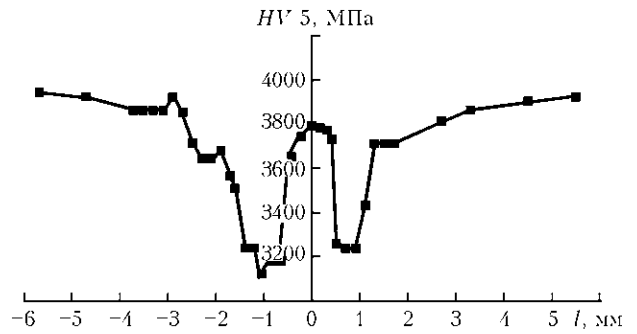


Рис. 8. Распределение микротвердости HV в зоне соединения сплава ЭИ698ВД, полученного способом СТ: l — расстояние от линии соединения

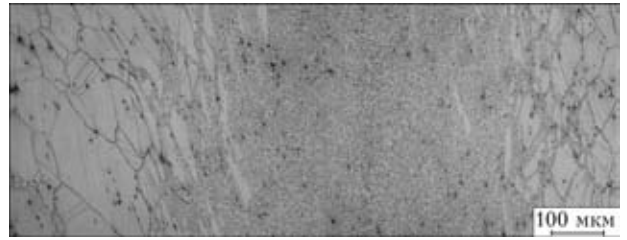


Рис. 9. Микроструктура металла зоны соединения сплава ЭИ698ВД

измельчением размера зерна (рис. 9), что обусловлено процессом динамической рекристаллизации металла этой зоны [12].

Погрешность в расчетных значениях ширины зоны разупрочнения по сравнению с данными дюриметрических исследований сварных соединений увеличивается при больших значениях окружной скорости. Например, при $v_r = 2$ м/с ($P = 200 \dots 600$ МПа) эта погрешность составляет от 7 до 18 %, что, вероятно, связано с невозможностью мгновенно остановить вращение. Так, время торможения вращения при изменении этой скорости до нуля на лабораторной сварочной установке СТ-120 составляло 0,2 с. В этот период осадка образцов продолжалась с увеличивающейся скоростью, ширина зоны термического влияния уменьшалась, а окончательная макро- и микроструктура зоны соединения формировалась при более низких значениях окружной скорости. Очевидно, изменяя длительность стадии торможения вращения, можно эффективно влиять на ширину зоны структурных и фазовых превращений и прочность сварных соединений.

При анализе микроструктуры полученных сварных соединений участки расплава в пределах сечения свариваемых образцов не обнаруживаются. Динамически рекристаллизованная мелкозернистая структура зоны соединения свидетельствует о том, что при СТ исследуемого жаропрочного сплава нет опасности возникновения горячих трещин.

Анализ полученных результатов позволил предложить пути оптимизации технологии СТ жаропрочных никелевых сплавов. Для минимизации ширины зоны неблагоприятных фазовых превра-



шений (растворение упрочняющей γ' -фазы) в зоне соединения необходимо, чтобы окружная скорость была низкой, а давление высоким.

На формирование структуры зоны соединения существенное влияние оказывает заключительная стадия процесса СТ, а именно, торможение вращения. При увеличении ее длительности в процессе приложения давления увеличивается скорость деформации (осадки), а ширина зоны структурных и фазовых превращений уменьшается.

Технологически реализовать возможность управления заключительной стадией формирования соединений удастся при инерционной СТ путем задания определенного момента инерции маховика [4, 7] и при СТ с регулируемым торможением — за счет принудительного торможения вращения по заданной программе [13, 14].

Выводы

1. Анализ данных расчетов, проведенных на основе разработанной математической модели нагрева при СТ, показал, что в зоне контакта достигается температура солидуса сплава ЭИ698ВД. Образование расплава имеет локальный характер: расплав возникает на отдельных участках поверхности контакта, подвергается интенсивному деформированию, перемещается в радиальном направлении и вытесняется из стыка в грат.

2. Отсутствие литой структуры металла в зоне соединения в пределах свариваемого сечения свидетельствует о том, что при СТ сплава ЭИ698ВД опасность возникновения горячих трещин отсутствует.

3. При любых значениях технологических параметров режима СТ следует ожидать растворения упрочняющей γ' -фазы в плоскости соединения. Для минимизации ширины зоны фазовых превращений необходимы сравнительно низкая окружная скорость и высокое давление.

4. При СТ решающее значение в формировании структуры металла зоны соединения имеет

стадия торможения вращения. При увеличении продолжительности этой стадии возрастает скорость деформации, а ширина зоны структурных и фазовых превращений уменьшается.

1. *Критические технологии для создания ГТД 5-го поколения // Оборудование и инструмент для профессионалов.* — 2007. — № 6(95). — С. 66–71.
2. *Развитие жаропрочных никелевых сплавов для дисков газовых турбин / Б. И. Бондарев, О. Х. Фаткуллин, В. Н. Еременко и др. // Технология легких сплавов.* — 1999. — № 3. — С. 49–53.
3. *Разработка перспективных технологий для жаропрочных никелевых сплавов / О. Х. Фаткуллин, Г. С. Гарибов, В. А. Некрасов, И. А. Кононов // Там же.* — С. 53–61.
4. *Сварка трением: Справочник / В. К. Лебедев, И. А. Черненко, В. И. Виль и др.* — Л.: Машиностроение, 1987. — 236 с.
5. *Масленков С. Б., Масленкова Е. А. Стали и сплавы для высоких температур: Справ. изд.* — В 2 кн. — Кн. 1. — М.: Металлургия, 1991. — 812 с.
6. *Wichelhaus G. Messen der Stobflächentemperatur beim Reibschweißen // Schweißen und Schneiden.* — 1974. — 3. — S. 97–100.
7. *Lebedev V. K., Chernenko I. A. Friction welding.* — Harwood: Harwood Acad. publ. GmbH, 1992. — P. 59–168. — (Welding and Surfacing Rev.: Soviet Technology Rev. section. Vol. 2; Pt. 4).
8. *Лебедев В. К., Виль В. И., Черненко И. А. О расчете энергетических параметров процесса сварки металлов трением // Автомат. сварка.* — 1981. — № 3. — С. 2–4.
9. *Определение момента трения при инерционной сварке по величине углового ускорения / В. К. Лебедев, Л. В. Литвин, А. Т. Дышленко, И. А. Черненко // Там же.* — 1986. — № 8. — С. 31–33.
10. *Лебедев В. К., Миргород Ю. А., Вакуленко С. А. Математическое моделирование тепловых процессов и вязкого течения металла при сварке трением // Там же.* — 1987. — № 1. — С. 3–6.
11. *Лебедев В. К., Черненко И. А. Распределение мощности в стыке при сварке трением // Там же.* — 1984. — № 12. — С. 23–25.
12. *Адам П. Сварка высокопрочных сплавов для газовых турбин // Жаропрочные сплавы для газовых турбин / Пер. с англ.; Под ред. Р. Е. Шалина.* — М.: Металлургия, 1981. — С. 388–408.
13. *Пат. 546460 Украина, МКВ В 23 К 20/12. Спосіб зварювання тертям і машина для його реалізації / С. І. Кучук-Яценко, І. В. Зяхор.* — Опубл. 15.11.2004.
14. *Зяхор И. В. Современное оборудование для сварки трением // Автомат. сварка.* — 2001. — № 7. — С. 48–52.

Thermal-deformation conditions of formation of friction welded joints on heat-resistant nickel alloy EI698VD have been estimated. The possibility of reaching the melting point of the heat-resistant alloy within the contact zone at a stage of heating has been established, and behaviour of the melt at all stages of the process has been studied. Methods for optimisation of the technology of friction welding of heat-resistant nickel alloys, and methods for minimisation of width of the phase transformation zone in welded joints have been evaluated.

Поступила в редакцию 27.02.2009