



АНАЛИЗ МЕХАНИЗМА СОЕДИНЕНИЯ И ПОЯВЛЕНИЯ ВЯЗКОГО СЛОЯ В ПРОЦЕССЕ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ

Р. ЧИРИЧ, канд. техн. наук (Высшая техн. школа, г. Чачак, Сербия и Черногория),
С. ЧАНТРАК, К. РАИЧ, доктора техн. наук (Белград. ун-т, г. Белград, Сербия и Черногория)

Рассмотрены явления, развивающиеся в процессе ротационной сварки трением с непрерывным приводом быстрорежущей стали Р6М5 с углеродистой сталью 60. Предложено и экспериментально проверено математическое выражение для расчета радиальных перемещений металла непосредственно до поверхности трения. Исследованы структура, фазовый и химический составы в вязком слое, плоскости трения и близлежащих зонах.

Ключевые слова: ротационная сварка трением, быстрорежущая, углеродистая сталь, пластическая деформация, расчет перемещений, вязкий слой, механизм соединения, микроструктура, фазовый состав

Процесс ротационной сварки трением (СТ) с непрерывным приводом состоит из пяти фаз [1, 2]: начальное трение (I), нестабильное (II), стабильное (III), так называемая квазистационарная фаза, торможение (IV) и уплотнение-проковка (V). Установлено, что III фаза начинается тогда, когда слой, характеризующийся большой пластичностью и низкой прочностью, расширяется вдоль всей плоскости трения [2–8]. Считается, что в этой фазе устанавливается динамическое тепловое равновесие между количеством выделяемого тепла и тепла, переданного основному металлу (ОМ). В этой фазе, вследствие большой пластической деформации тонких контактных слоев ОМ, в плоскости трения достигаются максимальные температуры, самые низкие коэффициенты трения, ускоряются начатые диффузионные процессы и ускоряются условия для формирования слоя металла в вязком состоянии.

В отличие от однородных металлов при СТ материалов с разными теплофизическими особенностями наибольшая степень деформации наблюдается не на торцевых поверхностях ОМ, а внутри одного из них [9–11]. Эта особенность особенно выражена при СТ высоколегированных быстрорежущих сталей (полифазные материалы с более чем 20 % карбидной фазы) с двухфазными (перлитно-ферритными) углеродистыми сталями.

В последнее время предприняты попытки описания некоторых явлений, имеющих место в вязком слое в фазе так называемого динамического рав-

новесия при СТ однородных материалов [9, 12]. В то же время ни качественно, ни количественно не описан механизм течения вязкой жидкости с большой частью твердой фазы при СТ разнородных материалов быстрорежущих сталей с углеродистыми сталями.

Целью настоящей работы является количественное измерение параметров пластической деформации непосредственно вблизи плоскости трения, описание механизма соединения быстрорежущих сталей с углеродистыми сталями в фазе трения (прежде всего в III фазе), а также изучение физики процесса в вязком слое и близлежащих зонах.

Материал и методика эксперимента. Для сварки использованы образцы диаметром 10 мм из быстрорежущей стали Р6М5 и стали марки 60 (табл. 1). Химический состав этих сталей приведен в табл. 2. Материалы сваривали между собой ротационной СТ с непрерывным приводом (рис. 1). Параметры процесса СТ следующие: давление трения $P_t = 80$ МПа; время трения V_t , с (разное); частота вращения ω (в эксперименте $\omega = \text{const} = 2850 \text{ мин}^{-1}$). Параметры в фазе проковки: давление P_p , МПа; время V_s , с. В эксперименте вращался образец из стали Р6М5.

На экспериментальных образцах выполнен количественный и качественный анализ испытания слоев в области плоскости трения, зоны непосредственно возле плоскости трения (зона высокой

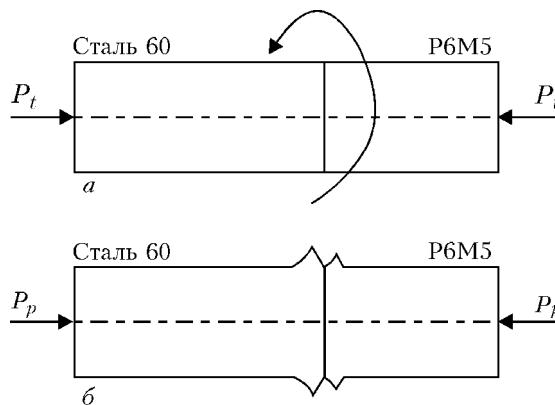


Рис. 1. Схема процесса ротационной СТ с непрерывным приводом в фазе трения (а) и уплотнения-проковки (б)

Таблица 1. Сравнительные обозначения используемых сталей

Марка стали	EN	DIN	W.Nr	AISI/AE
Р6М5*	HS 6-5-2	S 6-5-2	1.3343	611.M2
60	C-60	C-60	1.0601	—

* Производителем используемой быстрорежущей стали под маркой М-2 является «Comentrien», Франция.

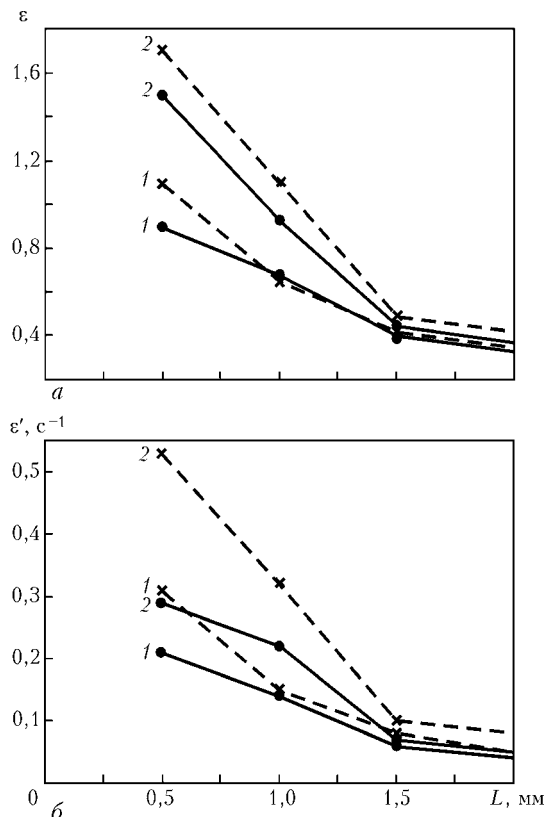


Рис. 2. Степень (а) и скорость (б) деформации в стали Р6М5 на различном удалении L от поверхности трения в точках, первоначально удаленных от оси вращения на 2,5 (кривые 1) и 4 мм (кривые 2), при $V_t = 10$ с (сплошная) и 12,5 с (штриховая)

пластичности) и вязкого слоя. С целью определения характера и степени пластической деформации непосредственно возле плоскости трения выполнены измерения и расчет сдвига частиц основных материалов в фазе трения, а также расчет параметров пластической деформации. На базе детального металлографического анализа и общих исследований описан механизм соединения стали Р6М5 и стали 60 в фазе трения, прежде всего в III фазе процесса.

В рамках экспериментальных исследований с помощью метода оптической и количественной оптической микроскопии, электронной микроскопии, энергодисперсионного (ЭДС) анализа изучены процессы, протекающие в вязком слое и соседних зонах.

Влияние параметров СТ стали Р6М5 и стали 60 на характер пластической деформации слоев непосредственно возле плоскости трения. Основной целью эксперимента является измерение степени пластической деформации стали Р6М5 в области плоскости трения в фазе трения при различных параметрах СТ. У образцов диаметром

10 мм в продольно просверленные отверстия диаметром 0,7 мм на различном расстоянии от оси вращения вставлены медные проводники того же диаметра. В процессе сварки вместе с основным материалом перемещались и вставленные проводники. После сварки с двух основных материалов снимали тонкие слои металла, затем измеряли радиальные и тангенциальные перемещения отверстий (проводников) в сравнении с положением до сварки. По этой методике определены сдвиги на расстоянии 0,5 мм и более от линии соединения. Измерение сдвигов в зонах, находящихся возле линии соединения, было невозможным из-за большой деформации приконтактных слоев металла.

Поворот проводника между соседними плоскостями (поперечными разрезами образца), удаленными между собой на расстояние 0,5 мм, определен в радиальном направлении с помощью прироста диаметра Δr , а в тангенциальном — изменением длины дуги $\Delta s = r\Delta\alpha$, где $\Delta\alpha$ — прирост угла поворота проводника на длине $\Delta l = 0,5$ мм.

Общий относительный поворот (сдвиг) определен отношением

$$\gamma = \operatorname{tg} \beta = \frac{\sqrt{(\Delta r)^2 + (\Delta s)^2}}{\Delta l} \quad (1)$$

Относительное удлинение ϵ и скорость деформации ϵ' определены выражениями [13]

$$\epsilon = (\gamma + \sqrt{1 + \gamma^2})^{1/(1-k)}, \quad (2)$$

$$\epsilon' = \frac{\Delta\epsilon}{V}, \quad (3)$$

где k — коэффициент деформации сдвига ($k = -1$); $\Delta\epsilon$ — прирост относительной деформации по длине; V — время укорачивания образцов на величину Δl , равное $\Delta l/i$; i — скорость укорачивания испытуемого образца в фазе трения при сварке, мм/с.

На рис. 2 на базе экспериментальных результатов с помощью уравнений (1)...(3) приведены значения степени деформации (относительных удлинений), а также скорости деформации стали Р6М5 в фазе трения. На основании результатов измерений отмечено, что радиальные и тангенциальные сдвиги металла в измеряемых точках возрастают по мере приближения к линии соединения с увеличением начального удаления отверстия (проводника) от оси поворота, а также с возрастанием P_t и V_t .

Радиальные сдвиги измеряемых точек при используемых режимах СТ больше, чем тангенциальные, причем отношение $\Delta r/\Delta s$ возрастает с увеличением расстояния от оси ротации. Возрастание

Таблица 2. Химический состав и твердость основных материалов

Сталь	Массовая доля элементов, %									Твердость НВ
	С	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	S	P	
Р6М5*	0,86	Не опр.	Не опр.	4,07	6,03	4,75	1,82	0,0036	0,0137	260...272
60	0,63	0,194	0,82	0,0036	0,00273	—	—	Не опр.	Не опр.	Не опр.

* В состоянии после отжига.

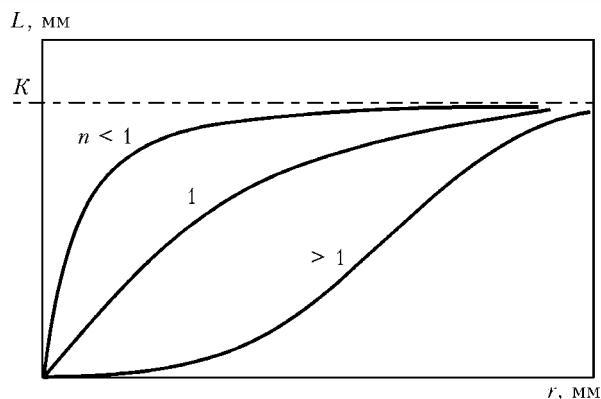


Рис. 3. Графики функции (4) при разных значениях n

значения радиальных перемещений по сравнению с тангенциальными объясняются последствиями СТ с большой частотой вращения, в результате чего уменьшается «закручивание» металла по глубине, при этом деформация осуществляется в более тонком слое металла. Вместе с тем из-за небольшого диаметра основного материала (10 мм) текучесть металла в радиальном направлении облегчена.

Степень и скорость деформации возрастают как с увеличением V_t и начального удаления измеряемой точки от оси поворота, так и с приближением к линии соединения. На расстоянии 0,5...1 мм от соединения обеспечивается относительно высокая степень пластической деформации стали Р6М5 ($\epsilon = 0,45...1,51$).

Таким образом, при постоянном давлении и скорости трения с увеличением времени трения в основном возрастают параметры пластической деформации ($\Delta r, \Delta s, \gamma, \epsilon, \epsilon'$). При $V > 13,5$ с процесс входит в так называемую квазистационарную фазу трения, в которой температурно-деформационные условия существенно не изменяются.

Измерение и расчет перемещений непосредственно возле плоскости трения в стали Р6М5.

В ходе работы определяли выражение для расчета перемещений вследствие тепловой деформации в III фазе процесса СТ непосредственно возле плоскости трения в стали Р6М5. Измерение перемещения выполнено в области, удаленной от плоскости трения на 0,4 мм. Последняя удалена на 0,1 мм от линии соединения стали Р6М5 со сталью 60 и находится в стали Р6М5. В то же время точное измерение перемещения в области, удаленной менее чем на 0,2 мм от соединения (т. е. на 0,1 мм от плоскости трения), невозможно из-за влияния других факторов, таких, как положение подвижной ротационной плоскости; наличие вязкого слоя; наваренного слоя; зоны смешивания; растворения карбидной фазы; высокой легированности аустенитной фазы и др.

На базе детального экспериментального анализа принято следующее общее уравнение типа ЖМАК [14–21], описывающее течение материала, т. е. перемещение карбидной фазы в фазе трения (рис. 3):

$$L = L(r, r_0, k, n) = K \left(1 - \exp \left[- \left(\frac{r - r_0}{k(r_0)} \right)^n \right] \right), \quad (4)$$

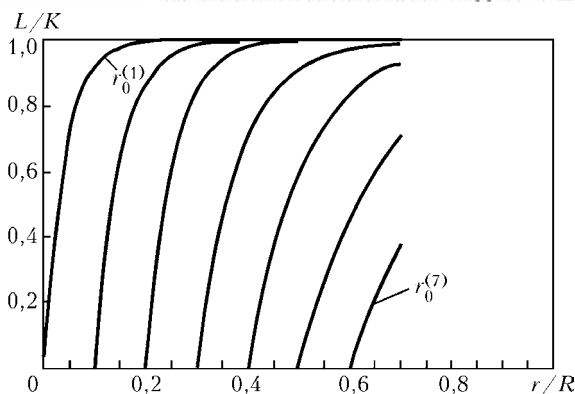


Рис. 4. Радиальные перемещения карбидных полос в стали Р6М5 на различном удалении от плоскости трения и начального удаления от оси вращения

где L — удаленность от начального положения плоскости, мм; r_0 — начальное удаление карбидной линии от оси вращения при $L = 0$; $k(r_0)$ — константа, определяющая наклон кривой (горизонтальная проекция тангента при пересечении оси r с асимптотой (плоскостью трения)); K — начальное удаление измеряемой плоскости от плоскости трения ($K = 0,4$ мм); n — Аврами экспонента [14–22]; $n \in Q, n \in R, n > 0$.

В выражении (4) не рассматриваются перемещения в тангенциальном направлении, которые в соответствии с результатами собственных измерений значительно меньше, чем радиальные [12].

В соответствии с работами [19–27] на базе многочисленных экспериментальных значений зависимости $\log R = f(\log \epsilon')$ для быстрорежущих сталей [28] (где R — прочность) и на основании собственных результатов показано, что при экспоненте $n \approx 1$ выражение (4) имеет вид

$$L = L(r, r_0, k) = K \left(1 - \exp \left[- \frac{r - r_0}{k(r_0)} \right] \right). \quad (5)$$

Точность выражения (5) проверена экспериментально на базе анализа поворота карбидных полос у образцов, выполненных на разных режимах СТ. Определена прямая зависимость наклона кривых от начального радиального удаления карбидной полосы от оси вращения, т. е. от $k(r_0)$. Полученные результаты можно представить как семейство кривых с различными значениями $k(r_0)$ (рис. 4).

На основе анализа экспериментальных и расчетных данных, а также их сравнения, можно сделать предварительные выводы:

полученное выражение (5) дает возможность расчета семейства кривых зависимости радиальных перемещений от удаления от плоскости трения и начального радиального удаления от оси вращения (рис. 5);

в соосной области образца радиальные перемещения Δr возрастают по мере приближения плоскости трения, а также с увеличением начального расстояния от оси вращения r_0 и асимптотически приближаются к конечному значению. В этой области действительно выражение (5);

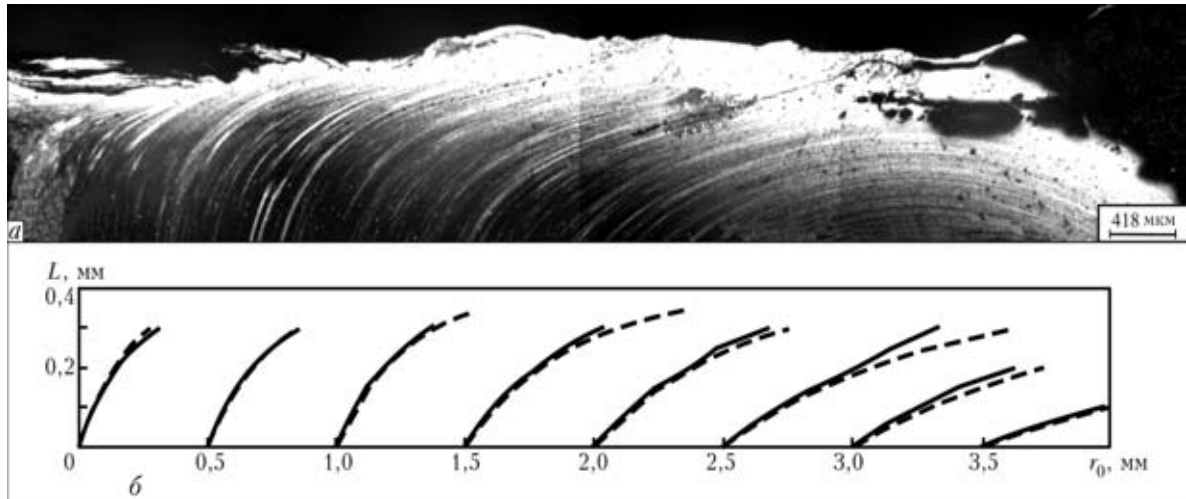


Рис. 5. Микроструктура стали Р6М5 в области плоскости трения (а); радиальные перемещения ($\Delta r = r - r_0$) на различном удалении от плоскости трения L и различном удалении от оси вращения r_0 (б) (режим СТ: $V_t = 10$ с, без проковки): сплошная кривая — экспериментальные данные; штриховая — расчетные

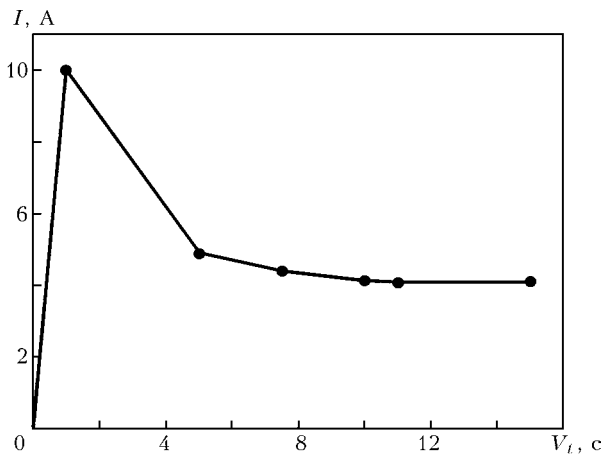


Рис. 6. Зависимость силы тока мотора (момента трения) от времени трения V_t при СТ стали Р6М5 со сталью 60

в областях, близких к внешней (цилиндрической) поверхности образца, существует граница «перевала». При этом непосредственно до точки «перевала» действует выражение (5). За ней продолжается перемещение карбидных полос в радиальном направлении, где они уже удаляются от плоскости трения;

закономерности перемещения материала в основной области после асимптотического приближения к плоскости трения не анализированы математически. Считается, что в этой области твердые частицы (карбиды, неметаллические включения и др.) попадают в зону вязкого слоя. Их дальнейшее перемещение развивается по закономерности движения твердых частиц в вязком материале. Считается, что неметаллические включения после попадания в зону вязкого слоя очень быстро перемещаются в тангенциальном направлении, частично захватываются микрообъемами металла, так что их вытеснение из зоны трения (асимптотическая плоскость) или их задержание в ней зависит от многих факторов. Изучение процесса перемещения и вытеснения вне плоскости трения нежелательных фазовых составляющих (например, неметалличес-

ких включений) имеет большое практическое значение.

Механизм соединения стали Р6М5 со сталью 60 в фазе трения. Физическая модель рассматриваемого процесса ротационной СТ с непрерывным приводом в фазе трения основывается на трении торцевых поверхностей двух цилиндров, один из которых (из стали Р6М5) вращается с большой скоростью под большим аксиальным давлением и в условиях возможного свободного вытекания материала в радиальном направлении. Процесс характеризуется быстрым повышением температуры и деформации в радиальном, тангенциальном и аксиальном направлениях в зависимости от назначаемых параметров процесса и особенностей ОМ [11, 29].

В начале I фазы ротационной СТ с непрерывным приводом наблюдается формирование первых соединений между сталью Р6М5 и сталью 60, их разрыв и перенос частиц стали Р6М5 на сталь 60 [3, 7, 30]. Из-за относительно большой скорости трения и относительно большого давления в аксиальном направлении, т. е. меньшей объемной скорости и деформации по большей глубине в центральной части образца, со стали Р6М5 на сталь 60 переносятся более крупные частицы. В дальнейшем процесс соединения в плоскости трения развивается между перенесенными крупными частицами стали Р6М5 и оставшейся их частью, доходит до их деформации со сложной траекторией движения частиц и параллельно до их вытеснения вне плоскости трения [3, 7]. Вследствие быстрого увеличения контактной поверхности момент трения уже в начале I фазы достигает максимального значения (рис. 6), что приводит к повышенному выделению тепла и увеличению температуры в плоскости трения.

Во II фазе процесса трения металл в контактной зоне в условиях высоких температур, повышенной глубины зоны, нагретой до высокой температуры, и уменьшенного сопротивления к пластической деформации деформируется с высокой степенью. С изменением термомодеформационных условий меняется и характер течения металла в высокопласт-

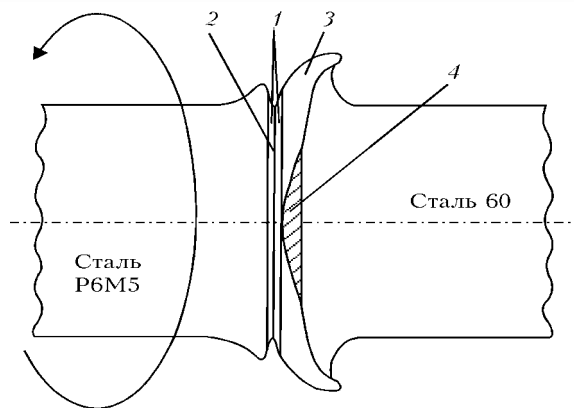


Рис. 7. Схема характерных зон в области плоскости трения (III фаза) процесса СТ стали Р6М5 со сталью 60: 1 — вязкий; 2 — карбидный слой ($d = 0,001... 0,006$ мкм), сформированный возле плоскости трения; 3 — слой стали Р6М5, наваренный на сталь 60; 4 — зона смешивания

тичных зонах. При этом в области, непосредственно прилегающей к плоскости трения, высокопластичный металл перемещается по механизму не только вращательного, но и вихревого (ламинарного и турбулентного) течения. И если вращательное течение обусловлено природой физической модели процесса, то турбулентное большей частью является следствием особенностей ОМ. Сталь Р6М5 является материалом, содержащим примерно 20 % карбидной фазы, с карбидными выделениями разного вида и размера. Перемещения высокопластичных частиц стали Р6М5 в слое, наваренном на сталь 60, и в оставшейся части стали Р6М5 вызывают и перемещения твердых частиц карбидной фазы. С удлинением фазы трения доля карбидной фазы уменьшается из-за растворения в твердом растворе и задержки на вращающейся стороне плоскости трения [9–11]. Другая важная причина появления турбулентного течения — существование в высокопластичной зоне смешанных частиц обеих ОМ с различными механическими и теплофизическими особенностями. С увеличением времени трения уменьшается влияние двух приведенных факторов, а влияние природы самого процесса на вид турбулентного течения возрастает. III фаза начинается, когда слой стали Р6М5 высокой пластичности и низкого сопротивления к тепловой пластической деформации расширится по всей плоскости трения. Пластическая деформация в этой фазе в основном развивается в тонких приконтактных слоях стали Р6М5, а между количеством развитого тепла и тепла, переданного ОМ, устанавливается равновесие [9]. Из-за высокой степени деформации, так называемого полирования тонких контактных слоев стали Р6М5, в них достигаются максимальные температуры и состояние высокой пластичности [2, 4], вследствие которых коэффициент трения и момент трения снижаются до нижнего постоянного уровня. В этой фазе процесса СТ стали Р6М5 со сталью 60 начавшиеся диффузионные процессы ускоряются и ограничивают условия для смешивания частиц ОМ, а в плоскости трения формируется слой металла в вязком состоянии [9, 30]. В начальной фазе формирования в вязком слое находится более 10 %

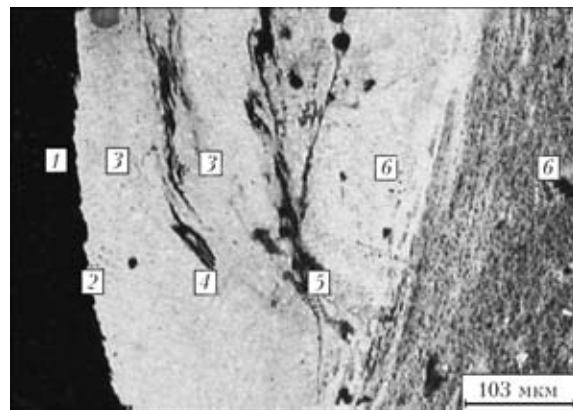


Рис. 8. Микроструктура в характерных зонах в области плоскости трения стали Р6М5 со сталью 60 (без проковки; $V_t = 12$ с): 1 — сталь 60; 2 — линия соединения стали Р6М5 со сталью 60; 3 — слой из стали Р6М5, наваренный на сталь 60; 4 — частицы стали 60, оставшиеся в слое из стали Р6М5, наваренном на сталь 60; 5 — плоскость трения; 6 — сталь Р6М5

частиц твердой карбидной фазы. В то же время с удлинением процесса доля нерастворенных карбидов уменьшается вследствие растворения в твердом растворе, задержания на границе вязкого слоя на вращающейся стороне [9] и вытеснения вне плоскости трения. При этом карбиды, задержанные на торцевой поверхности вращающегося образца из стали Р6М5, формируют довольно ровный фронт карбидов на плоскости трения. Схема характерных зон в области плоскости трения в III фазе процесса СТ стали Р6М5 со сталью 60 приведена на рис. 7.

В соответствии с описанным выше механизмом соединения испытываемых сталей можно сделать вывод, что в стали Р6М5 формируется зона смешивания (рис. 7, зона 4) толщиной 50... 150 мкм, в которой начинается смешивание частиц обеих ОМ, а также наблюдается деформация высокого уровня. Эта зона после охлаждения на воздухе имеет мартенситно-аустенитно-карбидную структуру высокой прочности (рис. 8). Указанная зона наблюдается в слое из стали Р6М5, наваренном на сталь 60 (рис. 7, слой 3), и находится в контакте со слоем стали Р6М5 с другой стороны вращающейся плоскости трения (рис. 8). Последняя может иметь и волнистый вид, что свидетельствует о том, что в процессе фазы трения соединяемый материал в определенной мере перемещался турбулентно (рис. 9). Более подробные объяснения

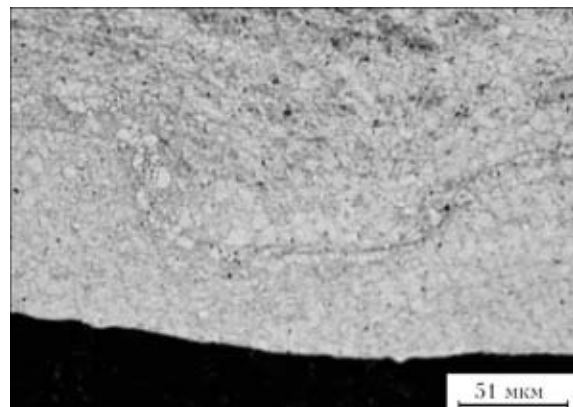


Рис. 9. Микроструктура стали Р6М5 в области плоскости трения

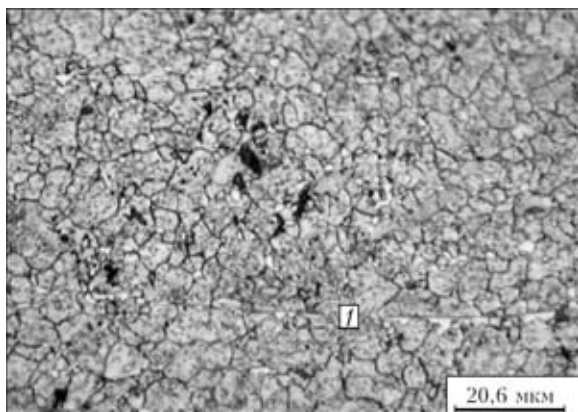


Рис. 10. Микроструктура металла соединений в области плоскости трения со сформированной карбидной плоскостью (1) (СТ без проковки, $V_t = 18$ с)

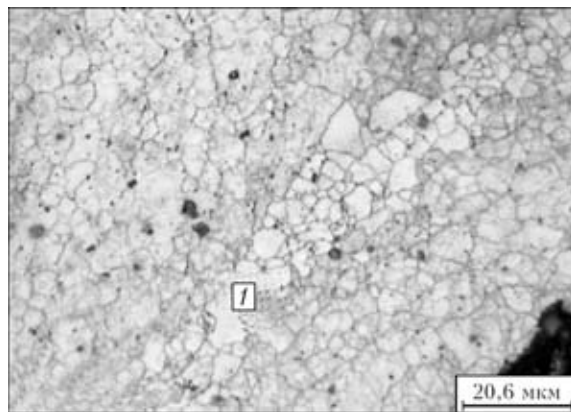


Рис. 11. Микроструктура вязкого слоя (1) (СТ без проковки, охлаждение на воздухе)

возникновения наваренного слоя даны в работе [12].

Часто в области плоскости трения на торцевой поверхности вращающегося образца из стали Р6М5 в процессе СТ формируется карбидный слой с ровным фронтом в плоскости трения, в то же время с обратной стороны карбиды втиснуты в образец из стали Р6М5 (рис. 10). Со стороны слоя из стали Р6М5, наваренном на образец из стали 60, который не вращался, существование сплошной или непрерывной карбидной плоскости не наблюдается.

С обеих сторон плоскости трения установлено наличие вязкого слоя с низкой частью карбидной фазы и более крупным кристаллическим зерном по сравнению с соседними зонами (рис. 11). В соответствии с результатами, приведенными в работах [9, 30], указанный слой появился в процессе охлаждения вязкого, сформированного в III фазе СТ.

Исследование процессов, протекающих в вязком слое и соседних зонах. С помощью метода оптической и количественной оптической микроскопии, электронной микроскопии и ЭДС анализа выполнено детальное исследование микроструктуры, а также анализ химического и фазового составов в области сварного соединения, особенно в области вязкого слоя и плоскости трения. Анализ в основном охватывает явления в III фазе трения процесса СТ.

Микроструктура вязкого слоя. В соответствии с данными, изложенными в работах [9, 30] и собственными результатами, в III фазе процесса СТ в области плоскости трения формируется слой металла в вязком состоянии (рис. 12). Эта зона представляет собой граничный слой, и процессы, возникающие в нем, могут рассматриваться как течение непрерывной среды в граничном слое.

После III фазы трения и охлаждения на воздухе (затверждение и трансформация в твердом состоянии) вязкий слой представляет собой узкий слой с обеих сторон плоскости трения с более низким содержанием карбидной фазы по сравнению с соседними слоями. Вязкий слой, особенно в центральной области образца, разделен четко выраженной плоскостью трения (вращающейся плоскостью) на две части. Непосредственно возле вращающейся плоскости трения со стороны стали

Р6М5 часто формируется карбидный слой, так называемая карбидная плоскость.

В условиях СТ вязкий слой в центральной части образца формируется в большинстве случаев параллельно или почти параллельно оси вращения (рис. 12, а-в), в то время как в удаленных частях образцов он формируется под определенным углом (радиусом) по отношению к оси вращения (рис. 12, г, д). Это указывает на то, что в фазе трения вместе с вращательным и ламинарным течением в вязком слое происходит течение массы вязкого металла и по другому механизму.

Испытания на электронном микроскопе («JSM-5300», производство «JEOL», Япония) показали, что с обеих сторон плоскости трения формируется вязкий слой определенной ширины, в котором вязкая масса металла и твердые карбидные частицы двигаются по сложной траектории. Замечено, что после затверждения (рис. 13) металл находился в твердожидком (вязком состоянии) с относительно низкой вязкостью. Такое состояние металла приводит к задержанию твердых карбидных и других частиц в вязкой сети двухфазного твердожидкого металла (рис. 14).

Таким образом, непосредственно возле плоскости трения, в зоне, подвергнутой большой пластической деформации, наблюдали частичный или полный отрыв отдельных карбидных и других частиц из своего начального положения и их поворот на определенный угол параллельно плоскости трения. На рис. 15 видны углубления около частично вырванного карбида, которые могут быть сформированы в сложном процессе пластической деформации высокой степени или зоны, из которой предварительно вырвана карбидная или какая-либо другая твердая частица.

Исследования, выполненные в непосредственной близости и в самой плоскости трения, указывают на присутствие отдельных некарбидных частиц.

Результаты ЭДС анализа. Параллельно с анализом микроструктуры методом ЭДС (прибор «Link — DX 2000», производитель «Oxford institut», Англия) выполнен анализ состава металла в области, удаленной на 1 мм от оси образца (оси вращения), в области плоскости трения и в зоне смешивания обоих ОМ, а также анализ отдельных

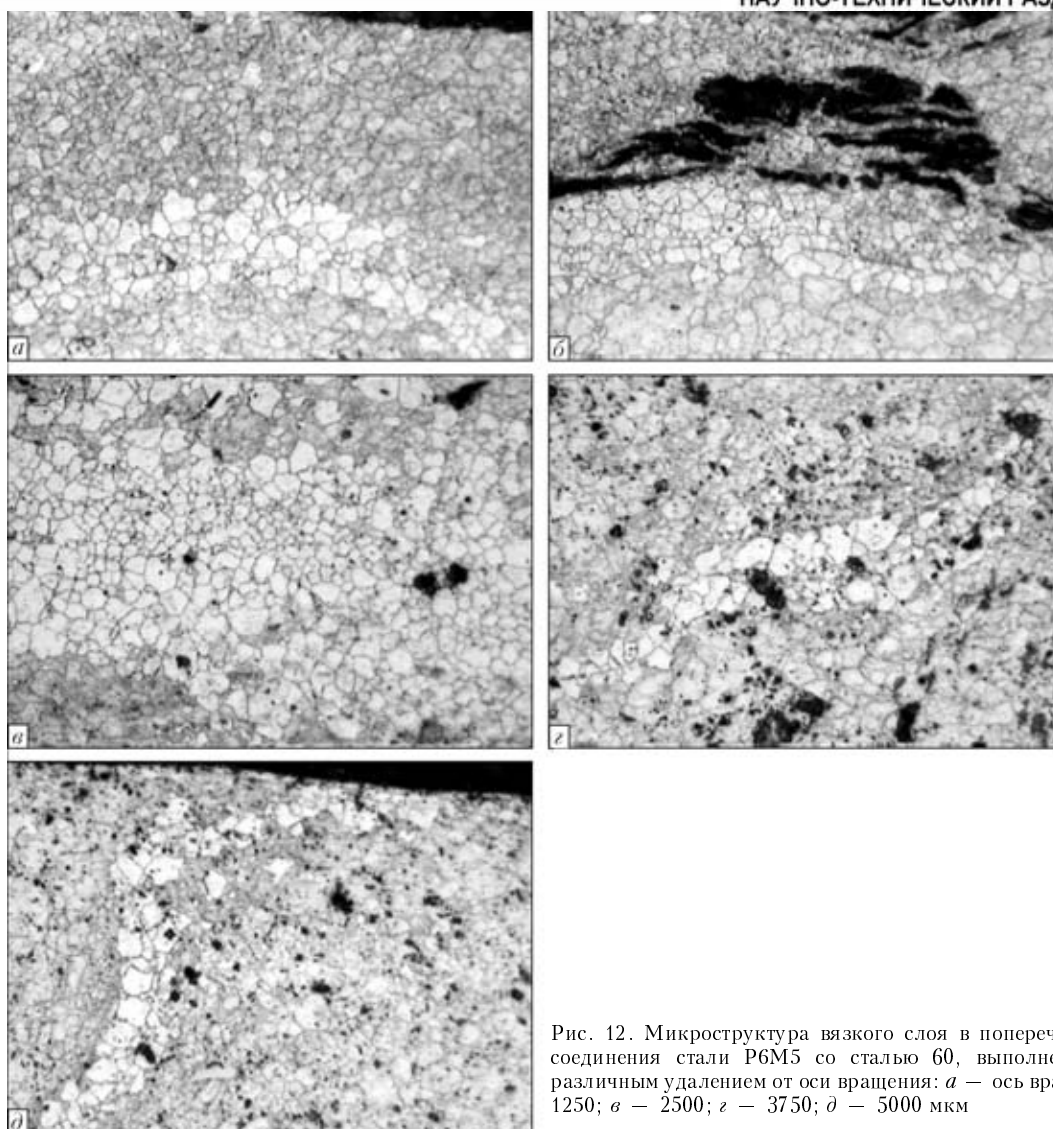


Рис. 12. Микроструктура вязкого слоя в поперечном сечении соединения стали Р6М5 со сталью 60, выполненного СТ с различным удалением от оси вращения: *a* – ось вращения; *b* – 1250; *c* – 2500; *z* – 3750; *d* – 5000 мкм

частиц в непосредственной близости и в самом вязком слое. Режим СТ: $V_t = 15$ с, без проковки, охлаждение на воздухе.

Результаты ЭДС показывают, что вязкий слой непосредственно возле плоскости трения содержит те же легирующие элементы, что и легированный ОМ (сталь Р6М5), в то время как химический состав зоны смешивания может отличаться в нап-

равлении от одной до другой мерных точек, и в отдельных точках указывает на значительную часть стали 60 в металлической основе зоны. ЭДС спектры отдельных частиц в области плоскости трения в стали Р6М5 показывают, что они легированы ванадием (возможно карбиды VC [11]). Подтверждено присутствие включений, легированных алюминием и кремнием.



Рис. 13. Микроструктура металла соединения в области плоскости трения, $\times 5000$

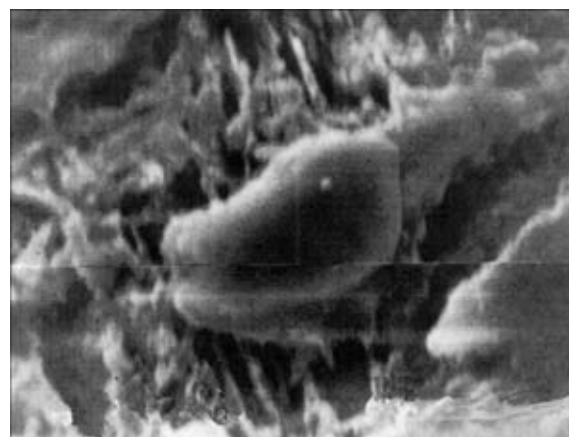


Рис. 14. Карбидная частица, задержанная в вязком слое, $\times 7500$



Рис. 15. Иллюстрация отрыва карбидной частицы из твердого раствора в процессе СТ, $\times 7500$

Таблица 3. Объемная доля и средний размер карбидных частиц в соединении стали Р6М5 и стали 60, выполненном СТ

Зона	Объемная доля нерастворенных карбидов, %	Средний размер карбидных частиц, мкм
Плоскость трения	24,05	0,93829
Вязкий слой (вне плоскости трения)	5,70	0,63780
Зона смешивания обоих ОМ	9,38	0,97125
ЗТВ в стали Р6М5	10,43	0,91381
ОМ в стали Р6М5	26,90	0,63597

Таблица 4. Средний размер аустенитного зерна в выбранных зонах

Зона	Средний размер аустенитного зерна, мкм
Вязкий слой	2,96131
Зона смешивания стали Р6М5 и стали 60	3,46284
Металл ЗТВ в стали Р6М5	2,66309

Доля и размеры карбидной фазы и аустенитного зерна. Целью испытаний являлось измерение доли и размеров карбидной фазы и аустенитного зерна в вязком слое и соседних зонах. Испытание образцов, полученных в процессе СТ стали Р6М5 со сталью 60 ($V_t = 15$ с, без проковки, охлаждение на воздухе), выполнено на приборе для анализа изображений типа «Quantimet 500 MC» фирмы «Leica» с помощью оптического микроскопа.

Доля, размер и расположение карбидных частиц влияют на характер процесса в характерных зонах, и наоборот. Так, нерастворенные карбиды как твердые частицы в твердожидком металле (вязком слое) и в высокопластичных зонах (вне его) могут иметь значительное влияние на характер движения металла. В то же время термодиффузионные условия значительно влияют на явления растворения и возможные механические разрушения карбидной фазы и др.

Объемная часть нерастворенных карбидных частиц после СТ без проковки измерена на удаленности 1 мм от оси вращения в вязком слое, плоскости трения, зоне смешивания обоих ОМ, металле ЗТВ стали Р6М5 и стали Р6М5 вне металла ЗТВ. Средняя измеренная доля карбидной фазы и средний размер карбидных частиц в характерных зонах приведены в табл. 3, плотность вероятности распределения карбидных частиц по размеру — на рис. 16.

На основании полученных результатов можно сделать вывод, что наибольшая объемная доля карбидной фазы наблюдается в стали Р6М5 вне металла ЗТВ (26,90 %). В последней непосредственно возле вязкого слоя термодиффузионные условия в процессе СТ вызывают растворение большей части карбидной фазы (остается 10,43 %), что значительно меньше по сравнению с содержанием в

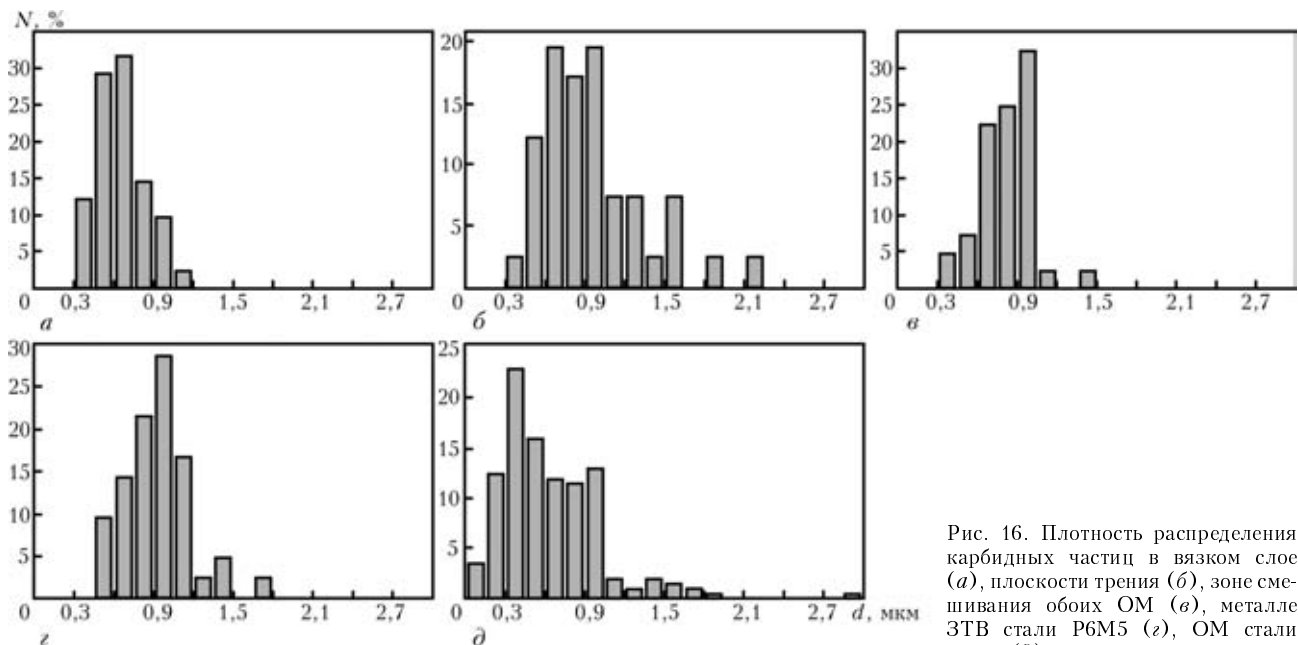


Рис. 16. Плотность распределения карбидных частиц в вязком слое (а), плоскости трения (б), зоне смешивания обоих ОМ (в), металле ЗТВ стали Р6М5 (г), ОМ стали Р6М5 (д)

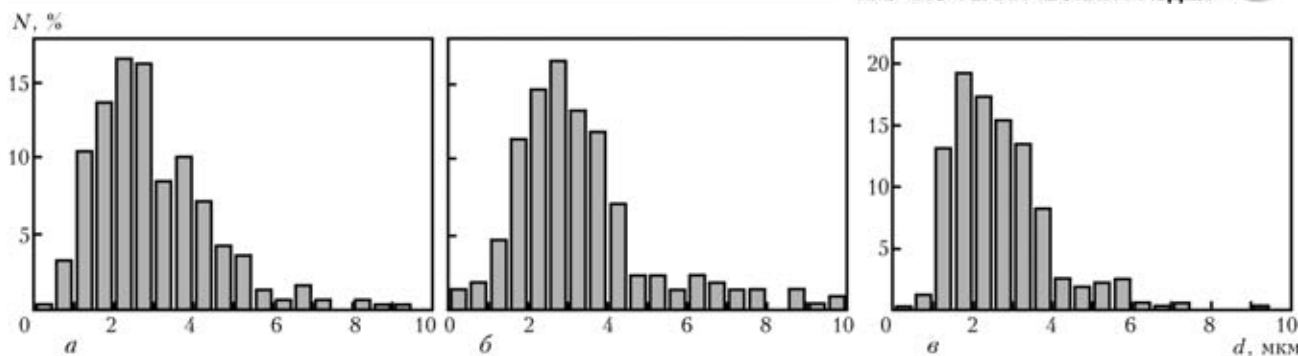


Рис. 17. Плотность распределения от размера аустенитного зерна в металле ЗТВ в вязком слое (а), зоне смешивания стали Р6М5 и стали 60 (б), металле ЗТВ стали Р6М5 (в)

ОМ (сталь Р6М5). Еще меньшая часть карбидной фазы (9,38 %) наблюдается в зоне смешивания обоих ОМ, что является следствием дополнительного смешивания частиц обоих ОМ. Наименьшая доля карбидов содержится в вязком слое (5,70 %), что почти в 5 раз меньше, чем в стали Р6М5. В то же время часть карбидов в плоскости трения в вязком слое составляет 24,05 % (почти на уровне содержания карбидов в стали Р6М5 и значительно ниже, чем в других соседних зонах). Замечено, что карбиды в указанной плоскости большей частью ориентированы параллельно плоскости трения. Полученные результаты указывают на вероятность того, что увеличение карбидной фазы в самой плоскости трения является следствием задержания карбидных частиц в вязком металле возле самой плоскости трения, с одновременным снижением доли карбидной фазы в остальных зонах.

В среднем карбидные частицы в характерных зонах металла ЗТВ в стали Р6М5 и зоне смешивания обоих ОМ крупнее, чем в ОМ. Причиной этого является растворение более мелких карбидов в твердом растворе в процессе СТ. В то же время наличие большей части небольших карбидов в вязком слое может быть следствием задержания большей части более крупных непосредственно возле самой плоскости трения и мелких нерастворенных частиц в вязком слое. Результаты измерения распределения карбидной фазы дают возможность расчета и прогнозирования некоторых процессов, возникающих в фазе трения в процессе СТ.

Измерено средний размер и распределение аустенитного зерна после СТ ($V_t = 15$ с, без проковки, охлаждение на воздухе) на удаленности 1 мм от оси вращения в вязком слое, зоне смешивания и металле ЗТВ в стали Р6М5 (табл. 4, рис. 17).

Из таблицы видно, что среднее зерно аустенита после фазы трения и охлаждения на воздухе (без проковки) самое большое в зоне смешивания стали Р6М5 и стали 60. В этой зоне наблюдается самая низкая степень легирования и самая низкая сопротивляемость росту зерна. Среднее аустенитное зерно в вязком слое немного крупнее по сравнению с аустенитным зерном в наиболее нагретых зонах металла ЗТВ непосредственно возле вязкого слоя. На формирование измеренного зерна аустенита в вязком слое влияла низкая доля нерастворенной карбидной фазы, термомеханические условия, и в значительной мере природа самого вязкого

слоя. В процессе фазы трения вязкий слой состоит из аустенита и карбидов, возможно появление δ -феррита. В соответствии с диаграммой состояния [31] при температуре 1260 °С существуют карбиды типа M_6C и MC , при 1360 °С — вместе с аустенитом и δ -ферритом существует расплав без присутствия нерастворяемых карбидов, а свыше 1430 °С — расплав.

На основании анализа фазового состава вязкого слоя после охлаждения (мартенсит и аустенит с низкой долей карбидной фазы) можно сделать вывод, что температура в вязком слое в течение фазы трения находилась в верхней области (непосредственно возле верхней границы) существования нерастворяемых карбидов в стали Р6М5.

В заключение можно отметить, что на основании результатов перемещения измеряемых точек в стали Р6М5 при использованных режимах СТ радиальные перемещения значительно больше тангенциальных, причем отношение $\Delta r / \Delta s$ возрастает с увеличением расстояния от оси вращения. При постоянном давлении трения с увеличением времени трения в основном повышаются значения параметров пластической деформации (Δr , Δs , γ , ϵ , ϵ').

Предложено выражение (5), обеспечивающее расчет семейства кривых, дающих зависимость радиальных перемещений в функции удаления от плоскости трения и начального радиального расстояния от оси вращения.

Описанный механизм соединения стали Р6М5 со сталью 60 в процессе фазы трения хорошо согласуется с экспериментальными результатами.

При использованных режимах СТ в фазе трения формируется с обеих сторон плоскости трения вязкий слой определенной ширины. Движение вязкой массы металла и твердых карбидных частиц в нем происходит по сложной траектории. На основании внешнего вида вязкого слоя после затвердения можно утверждать, что в этой фазе происходит задержка значительной части карбидной фазы с участками вязкого металла в области, находящейся непосредственно возле ротационной плоскости.

Анализом подтверждено присутствие в плоскости трения тех же легирующих элементов, что и в начальной стали Р6М5 (хрома, вольфрама, молибдена, ванадия), а также присутствие частиц с высоким содержанием ванадия и отдельных частиц других химических элементов.



Количественный оптической микроскопией большая объемная часть карбида измерена в стали Р6М5 вне металла ЗТВ и в плоскости трения (24,05 %), самая низкая — в вязком слое вне плоскости трения (5,70 %), в то же время в зоне смешивания обоих ОМ и металле ЗТВ в стали Р6М5 содержание карбидов 9,38 % по сравнению с 10,43 %. Предполагается, что причиной низкой доли карбидной фазы в вязком слое является ее растворение в твердом растворе.

Среднее зерно аустенита в вязком слое после СТ и охлаждения на воздухе немного крупнее, чем в самых нагретых зонах металла ЗТВ в стали Р6М5 непосредственно возле вязкого слоя, и мельче, чем в зоне смешивания стали Р6М5 со сталью 60.

Фазовый состав вязкого слоя в стали Р6М5 составляют аустенит, карбиды типа M_6C и MC и δ -феррит, а после охлаждения — мартенсит, карбиды и аустенит.

Полученные результаты характеристик вязкого слоя и области непосредственно возле него дают основание для расчета и прогнозирования процессов, возникающих при СТ.

1. Виль И. В. Сварка металлов трением. — М.: Машиностроение, 1970. — 174 с.
2. Demin G. Optimierung von Einstellwerten fuer das Reibschweißen mit kontinuierlichem Antrieb // Fachinformationen von KUKA. — Augsburg. — 1979. — № 32.
3. Krejce H., Wittkamp J. Gefügeänderungen und Bindemechanismus beim Reibschweißen // Fachinformationen von KUKA. — Augsburg. — 1975. — № 19.
4. Structure and properties in friction welded joints produced under superplasticity conditions in R6M5 steel / I. O. Khazanov et al. // Welding Intern. (Abington). — 1997. — № 11. — P. 64–66.
5. Effect of faying surface gradient in friction welding / A. Hasui et al. // Ibid. — 1998. — № 12, Heft 10. — P. 761–768.
6. Fukukasa K. On the characteristics of the rotational contact plane — a fundamental study of friction surfacing // Ibid. — 1996. — № 10, Heft 7. — P. 524–529.
7. Hasegawa M., Ieda T. Effect of welding condition on initial joining phenomena // Quaterly J. JWS. — 1999. — № 17, Heft 1. — P. 24–34 (WI-Abington. — 1999. — № 13, Heft 9. — P. 701–711).
8. Horn H. Untersuchungen zum Bindemechanismus reibgeschweisster Wolframhartmetall-Stahl-Verbindungen // Schweissen & Schneiden. — 1987. — № 10. — S. 513–516.
9. Benzak G. J., North T. H. Modelling of viscosity and fluid dynamics in similar friction joints // Trans. JWRI. — 1996. — № 2.

10. Ćirić R. Prilog analizi osobina trenjem zavarenog spoja celika C1730 sa C1730, magistarski rad, Tehnološko-metalurški fakultet Univerziteta u Beogradu, Beograd, 1986.
11. Ćirić R., Raić K., Cantrak S. Strukturne promene i mehanizam spajanja kod rotacionog zavaranja trenjem različitih celika (u pripremi).
12. Понандопуло Н. А., Ткачевская Д. Г. Структура металла блестящих колец непровара при сварке трением быстрорежущих сталей // Металловедение и терм. обработка мет. — 1977. — № 2. — С. 64–65.
13. Сепезин А. С. Степень пластической деформации при сварке металлов трением // Свароч. пр-во. — 1976. — № 8.
14. Roberts W. ICSMA / Eds H. J. McQueen et al. — Oxford: Pergamon press, 1986. — P. 1859–1891.
15. Roberts W. In deformation, processing and microstructure / Ed. G. Krauss // ASM, Metals Park, Ohio, USA. — 1983. — P. 111–181.
16. Johnson W. A., Mehl R. F. // Trans. AIME. — 1939. — № 135. — P. 416.
17. Avrami M. // J. Chem. Phys. — 1939. — № 7. — P. 103.
18. Avrami M. // Ibid. — 1941. — № 9. — P. 177.
19. Колмогоров А. Н. // Изв. АН УССР. Сер. Математика. — 1937. — № 1. — С. 335.
20. Burke J. The kinetics of phase transformations in metals. — Oxford: Pergamon press, 1980. — P. 32–38.
21. Radović N. Deformaciono i rekristalizaciono ponasanje mikrolegiranih selika na visokim temperaturama: Dokt. dis. — Tehnološko-metalurški fakultet Un-ta u Beogradu, Beograd, 2000.
22. Roberts W. et al. Dynamic recrystallization kinetics // Metal Science. — 1979. — № 3/4. — P. 195–203.
23. Fernandez A. I. et al. Static recrystallization mechanisms in a coarse-grained Nb-microalloyed austenite // J. Metallurgical and Materials Trans. — 2002. — 33A, № 10. — S. 3089–3098.
24. Devadas C. et al. // Metallurgical Trans. — 1991. — 22A. — S. 321–333.
25. Baragar D. L. // J. Mech. Working Techn. — 1987. — 14. — P. 295–307.
26. Sankar J. et al. // Metals Techn. — 1979. — 6. — S. 325–330.
27. Sellars C. M., Mc Tegar W. J. // Acta Metallurgica, 1966. — № 14. — P. 1136–1138.
28. Полухин И. П., Гун Я. Г. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: Справочник. — М.: Металлургия, 1976.
29. Suck-jao Na et al. Temperaturermittlung beim Reibschweißen ungleichartiger Werkstoffe in cilindrische Form-Messung und Berechnung // Schweissen und Schneiden. — 1984. — № 36, Heft 3.
30. Фомичев И. Н., Имшенник П. К. Влияние промежуточного слоя, образующегося при сварке трением быстрорежущих сталей с конструкционными, на прочность соединения // Свароч. пр-во. — 1981. — № 2. — С. 21–22.
31. Rodić J. Razvoj orodnih jekel, @eljezarski zbornik, (1978)4, Ravne.

Phenomena developing in the process of friction stir welding of high-speed R6M5 steel to carbon steel 60 using a continual drive are considered. Mathematical expression to calculate radial displacements of metal directly to the friction surface has been proposed and experimentally verified. Structure, phase composition and chemistry of the tough layer, friction plane and neighbouring zones have been examined.

Поступила в редакцию 25.02.2004