

ПОВЕРХНОСТНОЕ ОПЛАВЛЕНИЕ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ЭЛЕКТРОННЫМ ЛУЧОМ

И. АРТИНГЕР, Н. А. ПАХОМОВА*

Кафедра Механической Технологии,
Будапештский Политехнический Университет, Будапешт, ВНР

Поступило 17 апреля 1987 г.

Abstract

Observations are reported on structure transformations of high speed steels R6 and R11 during the local impulse surface melting by high energy electron beam. The electron beam melting resulted in a fine dendritic structure and a very fine carbide network. This kind of heat treatment retains much greater amounts of the alloying elements and carbon in solid solution than conventional quenching processes. Owing to this high solute supersaturation the carbides in the melted zone turned into M_2C and a small amount of M_6C and the austenite parameter rose. The quantity of the retained austenite is higher than after quenching. Small quantity of δ -ferrite was detected near the surface. It is probably caused by partial evaporation of carbon and the rapid cooling. Martensite "average" C-parameter and "average" tetragonality decreased. These structure transformations were also proved by other authors to lead to higher strength at elevated temperatures along with the tempering resistance of the melted zone.

Введение

Вопросу повышения долговечности режущего инструмента справедливо уделяется большое внимание, так как даже небольшое её повышение приводит к резкому сокращению трудовых и материальных затрат. На протяжении многих лет улучшения режущих свойств инструмента добивались исключительно путём легирования. Однако, в последние годы, с развитием лазерной и электронно-лучевой поверхностной обработки материалов появился ряд работ, указывающих на позитивное воздействие высокоскоростного нагрева и охлаждения на свойства быстрорежущих сталей. И хотя широкого промышленного применения указанные способы термической обработки в случае быстрорежущих сталей пока ещё не получили, преимущества их во многих случаях очевидны. Однако большинство имеющихся работ посвящено изучению технологических проблем и лишь слегка касаются вопроса структурных изменений. В то же время изучение именно этого вопроса позволит в полной мере разобраться в причинах столь резкого изменения свойств.

* Ленинградский политехнический институт.

Цель и методика эксперимента

Целью данной работы явилось изучение структурных изменений, происходящих в быстрорежущих сталях при поверхностном оплавлении электронным лучом. Выбор составов стали производили с учётом возможности изучения влияния основных легирующих элементов быстрорежущих сталей на изменение структуры и свойств сталей после электронно-лучевого оплавления. Составы изучаемых сталей представлены в табл. 1. Стали использовали в горячекатаном и отожжённом состоянии.

Таблица 1

Химический состав быстрорежущих сталей

Марка стали	Химический состав, %									
	C	Cr	W	V	Mo	Co	Si	Mn	S	P
R6	0,91	4,05	6,45	1,80	4,60	0,24	0,33	0,29	0,013	0,025
R11	1,13	4,00	1,73	1,20	7,65	6,20	0,35	0,30	0,017	0,026

Для предотвращения влияния повторного нагрева оплавленной зоны после кристаллизации, имеющего место при сканировании луча, проводили импульсное оплавление цилиндрических образцов $\varnothing 30 \times 40$ мм, выполненных из данных сталей, в центральной точке верхнего торца. Для структурных исследований были выбраны три технологии (табл. 2.): две с электроннолучевым оплавлением и традиционная закалка. Подобный выбор позволяет сравнить структуру закалённой стали со структурой оплавленной зоны с учётом скорости охлаждения в момент кристаллизации.

Таблица 2

Режимы термической обработки

№	Режим термической обработки	Напряжение, U , kV	Ток I , mA	Время выдержки при обработке τ , сек	Удельная энергия оплавления Q , Дж/см ²	Максимальная температура, T , °C	Скорость охлаждения при кристаллизации, \dot{T} , °C/сек
1	Объёмная закалка			180		1230	10^2
2	Поверхностное оплавление	60	120	10	$9,17 \cdot 10^6$	2000	$5 \cdot 10^3$
3	Поверхностное оплавление	60	120	1	$7,6 \cdot 10^4$	2000	$5 \cdot 10^4$

Оплавленные образцы разрезали вдоль осевой плоскости на две части и изготавливали шлифы последовательным шлифованием на нождачной бумаге и полировкой. Изучение микроструктуры производили на оптическом микроскопе "Neophot" при увеличении $1000\times$ после травления в 4% спиртовом растворе HNO_3 . Фазовый рентгеноспектральный анализ выполняли на дифракционной установке типа »ДРОН-3« с использованием Co—K излучения ($U = 36 \text{ kV}$, $I = 36 \text{ mA}$, Fe фильтр). Для изучения распределения легирующих элементов использовали микрорентгеноспектральный анализ, выполненный на установках типа »JEOL« с приставкой и »Сомебах«. Вследствие небольшого количественного содержания легирующих элементов в сталях использовали значение относительной интенсивности, позволяющее судить о количестве того или иного компонента. Количество углерода (вес. %) в оплавленной зоне определяли с помощью стального эталона с гомогенной структурой, количество углерода в котором было известно из данных химического анализа. Комбинация двух этих методов позволила повысить точность измерений.

Анализ микроструктуры

В результате электронно-лучевого оплавления вследствие высоких скоростей охлаждения получается мелкодендритная структура, величина вторичных осей дендритов которой зависит от скорости охлаждения в момент кристаллизации [1, 3, 4] (Рис. 1.). Структурные исследования показали, что дендриты представляют собой аустенитно-мартенситную смесь с эвтектическими карбидами, расположенными по границам. При скоростях охлаждения порядка $10^3 \text{ }^\circ\text{C}/\text{сек}$ (режим № 2, табл. 2.) явно различимо пластинчатое строение эвтектических карбидов, характерное и для литой стали, однако значительно меньших размеров. При увеличении скорости охлаждения становится невозможным различить при данном увеличении микроскопа отдельно расположенные карбиды и междендритное пространство представляет собой сплошную зону (1—2 мкм), ограничивающую дендриты. Съёмка при увеличении $2000\times$ (Рис. 2.) на сканирующем микроскопе показала, что и в этом случае данная структурная составляющая является сеткой эвтектических карбидов. Однако вследствие сверхвысоких скоростей охлаждения процессы карбидного роста при кристаллизации в значительной мере подавляются, что не позволяет провести их дифференциацию при небольшом увеличении. Карбиды становятся более глобулярными и уменьшается их вытянутость.

Тип образующегося при электронно-лучевой обработке мартенсита также в значительной степени определяется скоростью охлаждения.

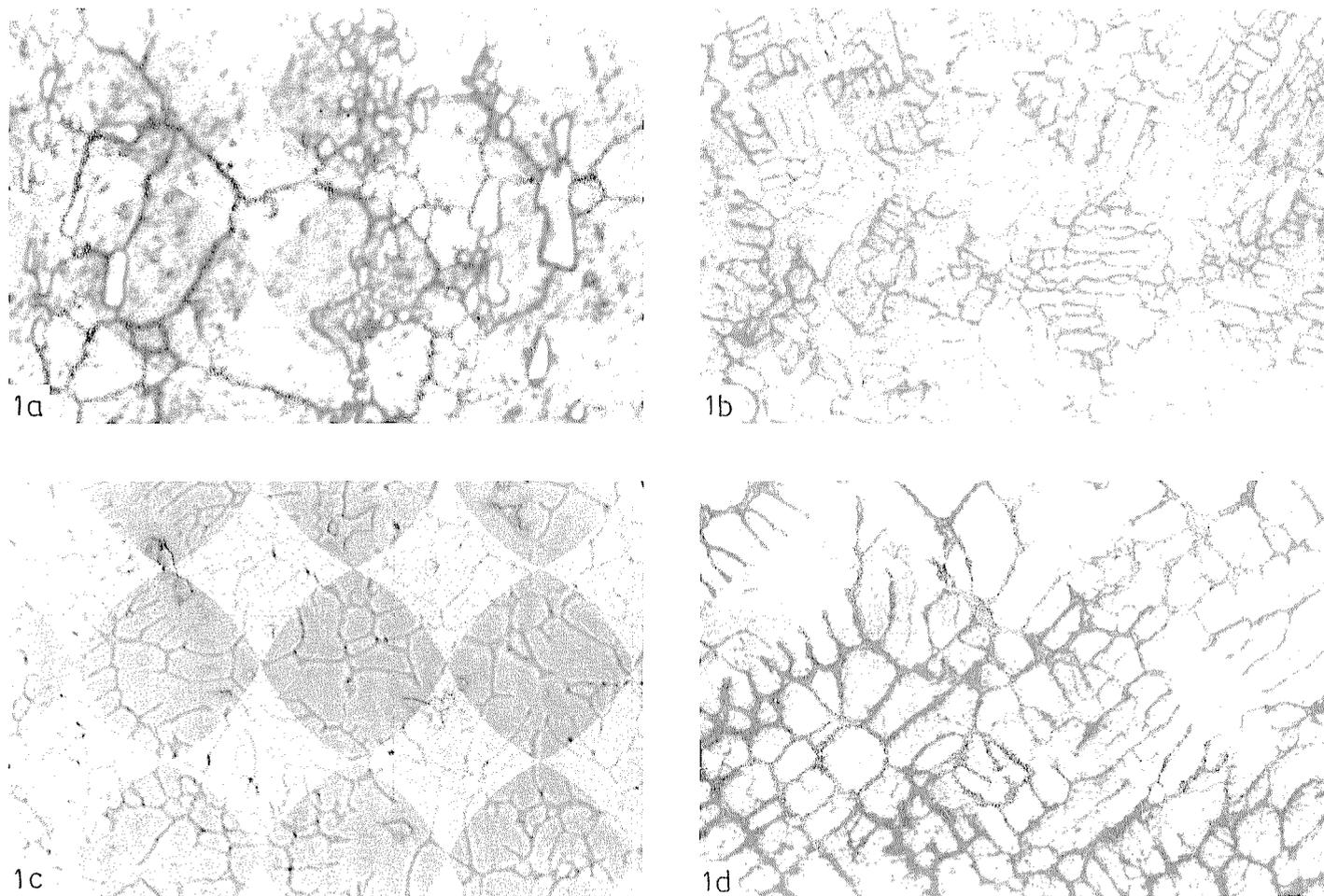


Рис. 1. Структура быстрорежущих сталей после различных режимов термической обработки, $1000\times$: а). объёмная закалка (режим 1); б). поверхностное оплавление (режим 2); в). поверхностное оплавление (режим 3); д). δ -феррит

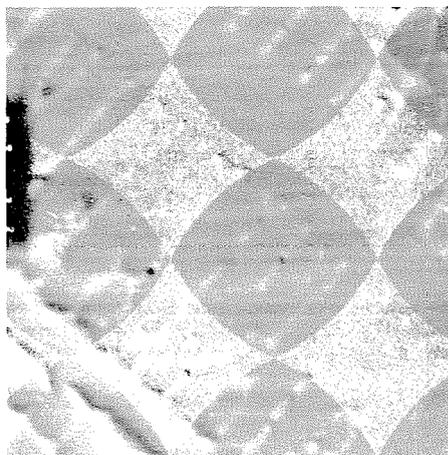


Рис. 2. Структура оплавленной зоны. Сканирующий микроскоп, 5000 ×

Так, в случае оплавления с большей поглощённой энергией и меньшей скоростью охлаждения (режим № 2 табл. 2.) в приповерхностной зоне травлением обнаруживается игольчатый мартенсит (рис. 1. б.). Длина иголок достигает иногда размера осей дендритов и является большей в случае быстрорежущих сталей, содержащих кобальт. В то же время при увеличении скорости охлаждения как в зоне, оплавленной по режиму № 3 (табл. 2.), так и в нижней части зоны, оплавленной по режиму № 2 выявить мартенсит травлением не удаётся. Однако твёрдость ($HV_{30} = 980$), а также данные рентгеновского анализа указывают на его присутствие. При скоростях охлаждения $> 10^4$ °C/сек не было обнаружено отдельных карбидов, расположенных внутри дендритов. Но в приповерхностной зоне выявляется структура перитектического типа (рис. 1. с), указывающая на присутствие феррита, микротвёрдость которого $HV_{0,05} \cong 400$. Объяснение этому явлению можно предположить в частичном испарении углерода с поверхности при оплавлении, а также увеличении скорости кристаллизации вблизи поверхности. Тот факт, что δ -феррит существует при комнатной температуре в течение длительного периода времени, указывает на обогащённость данных участков феррито-образующими элементами (Mo, V, Cr, W).

Микрорентгеноструктурный анализ

Микрорентгеноструктурный анализ оплавленных, а также закалённых образцов показал значительное увеличение концентрации легирующих элементов и углерода в дендритах оплавленной зоны по

сравнению с закалённой матрицей. Результаты анализа представлены в табл. 3 и 4. При температурах, значительно превышающих точку ликвидуса, при электронно-лучевом оплавлении процессы карбидного растворения протекают полностью. Коэффициенты диффузии легирующих элементов в железе для жидкого состояния в десятки раз выше, чем для твёрдого и увеличиваются с ростом температуры. Следовательно, можно ожидать достаточно равномерного распределения легирующих элементов и углерода в жидкой фазе. Кроме того, в условиях быстрого охлаждения процессы карбидообразования и, главным образом, коагуляции образующихся карбидов вследствие недостаточности

Таблица 3

Количество углерода в матрице быстрорежущих сталей при различных режимах термической обработки

Марка стали	Количество углерода, вес. %		
	Объёмная закалка	Поверхностное оплавление (режим 2, табл. 2)	Поверхностное оплавление (режим 3, табл. 2)
R6	$0,5 \pm 0,1$	$0,6 \pm 0,1$	$0,8 \pm 0,1$
R11	$0,5 \pm 0,1$	$0,7 \pm 0,1$	$0,8 \pm 0,1$

Таблица 4

Количество легирующих элементов в матрице быстрорежущих сталей при различных режимах термической обработки

Марка стали	Режим термической обработки	Количество легирующих элементов, ед. относительной интенсивности					
		Mo	V	Cr	Fe	Co	W
R6	Объёмная закалка (режим 1)	3,6	1,2	4,5	87,4		3,3
	Поверхностное оплавление (режим 2)	4,2	1,5	4,2	85,1		5,0
	Поверхностное оплавление (режим 3)	5,3	1,9	4,5	82,3		6,0
R11	Объёмная закалка (режим 1)	4,9	0,8	4,2	82,1	7,2	0,8
	Поверхностное оплавление (режим 2)	5,2	0,9	3,8	83,1	6,5	0,5
	Поверхностное оплавление (режим 3)	7,4	1,0	3,8	80,4	6,7	0,7

времени в значительной степени подавлены, что и объясняет увеличение содержания легирующих элементов и углерода в матрице.

Аналогичный анализ карбидной фазы показал снижение концентрации легирующих элементов и увеличение доли железа в карбидах при повышении скорости охлаждения в момент кристаллизации (табл. 5).

Таблица 5

Количество легирующих элементов в карбидной фазе быстрорежущих сталей при различных режимах термической обработки

Марка стали	Режим термической обработки	Количество легирующих элементов, ед. относительной интенсивности						Тип карбида
		Mo	V	Cr	Fe	Co	W	
R6	Объёмная закалка (режим 1)	28,2	2,7	3,7	30,3		35,1	Крупный
		15,8	2,1	4,0	54,0		24,1	
	Поверхностное оплавление (режим 2)	22,1	20,3	8,5	26,0		23,1	Междендр.
	Поверхностное оплавление (режим 3)	9,5	3,1	5,2	72,5		9,7	Междендр.
R11	Объёмная закалка (режим 1)	67,1	8,1	9,5	7,2		8,1	Крупный
		26,4	3,4	6,2	59,3	2,5	2,2	
	Поверхностное оплавление (режим 2)	22,2	3,1	6,4	61,8	3,7	2,8	Междендр.
		33,8	4,0	10,0	46,8	2,2	3,2	Внутри дендрита
	Поверхностное оплавление (режим 3)	15,5	2,1	5,1	71,0	4,4	1,9	Междендр.

Рентгеноструктурный анализ

Диффрактограммы оплавленных образцов (рис. 3) в значительной степени отличаются от закалённых, что указывает на формирование карбидной фазы другого типа. Если в исходном отожжённом состоянии карбидная фаза была представлена карбидами типа M_6C , MC и небольшим количеством карбида $M_{23}C_6$, в закалённом состоянии были обнаружены карбиды типа M_6C и MC , то в случае электронно-лучевого оплавления кроме линий карбида M_6C появляется система линий, указывающая на образование карбида M_2C . Этот карбид имеет гексагональную решётку с параметрами, величина которых несколько меньше параметров карбидов W_2C и Mo_2C данного типа. Очевидно, это смешанный карбид, содержащий в своём составе W , V , Mo и Fe , на что указывают и данные микрорентгеноспектрального анализа. Количество

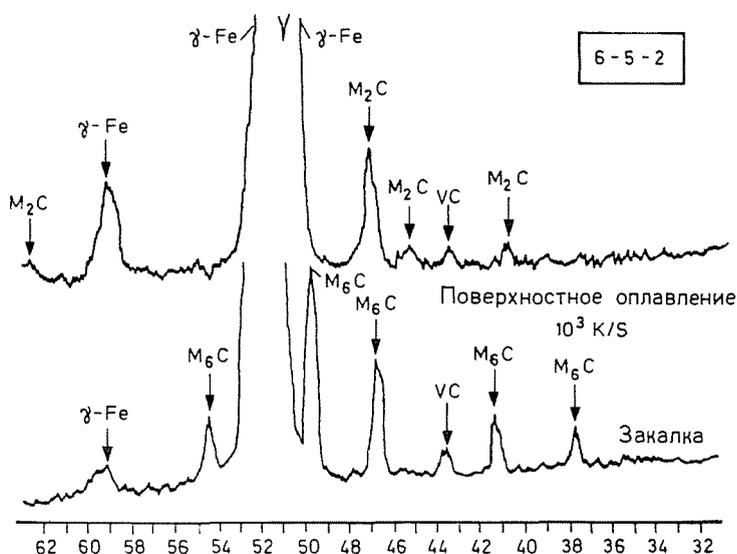


Рис. 3. Вид диффрактограмм быстрорежущей стали R6 после различных режимов термической обработки

карбида данного типа увеличивается при увеличении количества поглощённой энергии, или увеличении времени импульса. Ранее было обнаружено присутствие данного карбида при лазерном оплавлении быстрорежущих сталей [5, 6, 7]. Очевидно, выделение карбида типа M_2C происходит при быстром охлаждении из жидкого состояния после растворения ранее существующих карбидов, тем более что он является промежуточной фазой при равновесной кристаллизации данных сталей. Карбид этот чрезвычайно мелких размеров, о чём говорит тот факт, что интенсивность данной системы линий, отнесённая к интенсивности системы линий карбида M_6C при анализе карбидного осадка, выделенного электрохимическими методами меньше, чем при анализе шлифа оплавленной зоны. Вероятно, благодаря своим размерам часть карбида M_2C теряется в процессе выделения карбидного осадка.

Количество аустенита может меняться от зоны к зоне, составляя 20—25%, что несколько выше, чем после закалки данных сталей. Смещение положения линий аустенита на диффрактограммах оплавленных образцов по сравнению с закалёнными указывает на увеличение параметра данной фазы за счёт повышения легированности твёрдого раствора при сверхбыстром охлаждении (табл. 6).

При определении параметров мартенсита было установлено некоторое уменьшение «среднего» параметра c , а также «средней» тетрагональности c/a мартенсита оплавленных образцов. Данные представлены

Таблица 6

Параметр аустенита и «средние» параметры мартенсита сталей при различных режимах термической обработки

Марка стали	Режим термической обработки	Параметр аустенита <i>a</i> , нм	Средние параметры мартенсита		
			<i>a</i> , нм	<i>c</i> , нм	<i>c/a</i>
R6	Объёмная закалка (режим 1)	0,3603	0,2869	0,2934	1,0227
	Поверхностное оплавление (режим 2)	0,3616	0,2888	0,2919	1,0107
	Поверхностное оплавление (режим 3)	0,3630	0,2876	0,2891	1,0052
R11	Объёмная закалка (режим 1)	0,3601	0,2859	0,2932	1,0256
	Поверхностное оплавление (режим 2)	0,3619	0,2879	0,2917	1,0132
	Поверхностное оплавление (режим 3)	0,3634	0,2874	0,2887	1,0045

в табл. 6 вместе с рассчитанными параметрами аустенитной фазы. В то же время данные микрорентгеноспектрального анализа указывают на повышение концентрации углерода. Таким образом, в оплавленных образцах, в отличие от закалённых, зависимость степени тетрагональности α -фазы от количества растворённого в ней углерода уже не определяется уравнением:

$$c/a = 1 + 0,467p,$$

где p — количество углерода в мартенсите.

Резюме

При исследовании структурных изменений в зоне местного оплавления быстрорежущих сталей электронным лучом установлено, что при данной обработке образуется мелкодендритная структура с карбидной сеткой высокой дисперсности. Тип карбидной фазы отличается от карбидной фазы закалённой стали присутствием карбидов типа M_2C .

Наблюдается более равномерное распределение легирующих элементов и углерода и повышение их содержания в матрице, что приводит к увеличению параметра аустенита. Количество аустенита больше, чем после закалки.

В приповерхностной зоне оплавленных образцов обнаружено присутствие δ -феррита.

Установлено некоторое уменьшение «среднего» параметра c и «средней» тетрагональности мартенсита оплавленной зоны.

Литература

1. ARTINGER, I., KORACH, M., OLSANSZKIJ, N. A.: Periodica Polytechnica, Mech. Engineering, 27/1—2, p. 11—22 (1983).
2. ARTINGER, I., KORACH, M., ПАХОМОВА, Н. А.: Materials of 5th International Congress on Heat Treatment of Materials. Proceedings, 3, 1533—1542 (1986).
3. МАТЮЖА, Н., GIESSEN, B., GRANT, N. J.: Journal of the Institute of Metals, 9, 30 (1968).
4. ОКАМОТО, Т., MATSUO, S., KISHITAKE, K.: Transactions of Iron and Steel Institute of Japan, 18, 289 (1978).
5. STRUTT, P. R., NOWOTNY, H.: Materials Science and Engineering, 36, 217—222 (1978).
6. KIM YOUNG-WON, STRUTT, P. R., NOWOTNY, H.: Metallurgical Transactions, 10A, 881—886 (1979).
7. SARE, I. R., HONEYCOMBE, R. W. K.: Metal Science, 13, 269—279 (1979).

Dr. István ARTINGER, prof. H-1521, Budapest

Наталья Аркадиевна Пахомова, Ленинградский политехнический институт, 195251, Ленинград, ул. Политехническая, 29.