

МЕСТНОЕ ОПЛАВЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ЭЛЕКТРОННЫМ ЛУЧОМ

Часть I

И. АРТИНГЕР, М. КОРАХ и Н. А. ОЛЬШАНСКИЙ*
Кафедра Механической Технологии,
Будапештский Технический университет, Н-1521 Budapest

Поступило: 6 января 1983 г.

Summary

In this work the effect of local surface melting of high-speed tool steels by high-energy electron-beam was investigated. As a result of local electron-beam melting and rapid cooling the microstructure in the melted surface zone of high-speed tools steels turned into very fine dendritic structure with great number of fine carbides. The relative content of alloying elements in the melted zone increased, the distribution of elements were more homogeneous. In this case the toughness, the strength at elevated temperatures, the tempering resistance of the melted zone and the tool life increased. The observations in this work point out the secondary dendritic arm spacing (d) is dependent on cooling rate (v) at the solidification.

Необходимость повышения прочностных свойств и стойкости инструментов из инструментальных сталей при сохранении определенного уровня вязкости привела, с одной стороны, к применению различных способов переплава стали, с другой стороны, к производству инструментальных сталей путем порошковой металлургии.

Общеизвестно, что условия работы рабочих кромок инструментов в значительной мере отличаются от условий работы металла всего инструмента. Очень часто улучшение свойств стали переплавом (ЭШП, ВДП и др.) или порошковой металлургией производится с целью получения положительного эффекта в полном сечении металла, а не только на рабочих кромках инструментов, когда основной металл в этом улучшении не нуждается. Такая операция приводит к усложнению изготовления инструмента, его удорожанию и увеличению расхода дефицитных материалов.

Новой возможностью в решении этой проблемы может явиться местное оплавление рабочих кромок инструментов с помощью электронного луча (ЭЛ).

* Кафедра Технологии Металлов МЭИ

При применении ЭЛ происходит быстрое оплавление относительно небольших объемов металла, который потом кристаллизуется с очень большими скоростями. Этот эффект предопределяет образование мелкокристаллической структуры с высокой степенью диспергирования карбидов и других составляющих сплавов. Очевидно, такие структуры должны обладать и более высокой твердостью и значительно лучшими служебными свойствами.

С целью определения влияния электроннолучевого местного оплавления на свойства инструментальных сталей, в наших исследованиях использовали электроннолучевую установку типа У-250А, ($U_{\max} = 30$ кВ; $I_{\max} = 500$ мА), и типа Steigerwald-Krauss-Maffei К-04-085 ($U_{\max} = 150$ кВ, $I_{\max} = 56$ мА). Режимы оплавления представлены в табл. 1.

Таблица 1
Режимы электроннолучевого оплавления

Номер режима оплавления	Напряжение U , кВ	Ток I мА	Скорость оплавления v , м/ч	Плотность мощности луча, квт/см ²	Энергия оплавления дж/см ²	Глубина оплавленного слоя, мм
1	20	30	25	19,0	$6,12 \cdot 10^3$	1,3–2,0
2	16	60	25	30,9	$9,94 \cdot 10^3$	2,1–2,5
3	18	80	25	46,4	$1,49 \cdot 10^4$	2,6–3,7
4	23	120	25	89,0	$2,86 \cdot 10^4$	7,6–8,4

В первой части работы мы исследовали поведение быстрорежущих сталей, химический состав образцов из быстрорежущих сталей В6М5 (Р6), Р11 и В12МФ4К5 приведены в табл. 2.

Таблица 2
Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Содержание элементов, %							
	С	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	Co
В6М5 литая	0,88	0,61	0,61	4,46	7,84	1,91	5,10	—
Р11 литая	1,11	4,61	0,58	4,30	1,20	1,50	9,70	7,70
В12МФ4К5 ЭШП кованная	1,34	0,25	0,30	4,13	12,0	3,85	0,97	3,85

Образцы имели размеры $30 \times 30 \times 12$ мм. Часть образцов перед оплавлением подвергали термической обработке по режиму: закалка 1250°C с выдержкой 3 мин в соли, охлаждение в масле, отпуск 560°C 1 час, трехкратный. Вторую часть образцов оплавливали в состоянии отжига (850°C 3 часа).

После электроннолучевого оплавления для изготовления шлифов образцы разрезались перпендикулярно оплавленной поверхности. Микроструктура шлифов исследовалась с помощью оптического микроскопа. Измерение твердости по Виккерсу проводили при нагрузке 30Н. Исследование содержания легирующих элементов в сечении, перпендикулярном шву проводилось на установке JEOL, микронзондированием.

Материалы исследовали в состоянии после оплавления, после оплавления и охлаждения в жидком азоте (-192°C), после оплавления и охлаждения в жидком азоте и отпуска (560°C 1 час, трехкратный) и после охлаждения и закалки (1250°C 3 мин в соли, охлаждение в масле) и отпуска (560°C 1 час, трехкратный).

Микроструктура всех исследованных марок сталей после оплавления была идентична и характеризовалась мелким дендритным строением. Зависимость ширины вторичных ветвей дендритов оплавленного материала от глубины слоя показана на рис. 1.

Известно, что размеры ширины вторичных ветвей дендритов зависят от скорости охлаждения при затвердевании, которую можно

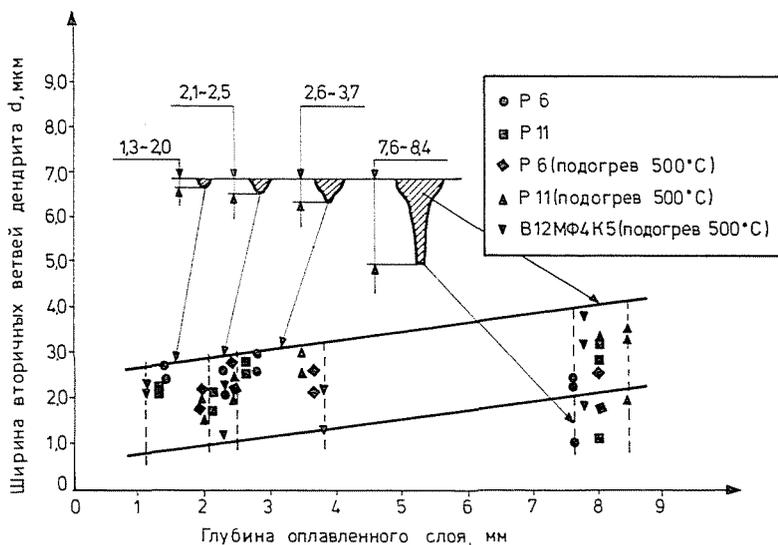


Рис. 1. Зависимость ширины вторичных ветвей дендритов от глубины проплавления

определить по формуле (1): [1]

$$d \cdot v^a = c \quad (1)$$

где a и c — константы, d — ширина вторичных ветвей дендритов; v — скорость охлаждения при затвердевании. Константы очень мало зависят от содержания легирующих элементов [2] и поэтому можно рассматривать общую зависимость для всех сталей и чугунов, согласно рис. 2 [3, 4, 5].

Из рис. 1 и рис. 2 видно, что оплавленные слои исследуемых сталей охлаждались при затвердевании со скоростью около $10^4 \sim 5 \cdot 10^5$ °C/с. Скорость охлаждения при затвердевании немного уменьшалась с увеличением энергии и глубины охлаждения. Из рис. 1 видно, что режим 4 отличается глубоким проплавлением металла и в корне шва скорость охлаждения при затвердевании имеет значительные величины. Подогрев перед оплавлением до 500 °C немного уменьшал скорость охлаждения при затвердевании и увеличивал глубину оплавления. Благодаря использованию подогрева трещины в металле шва не наблюдались.

Исследование стали марки В6М5 (в литом состоянии) показало, что основной материал перед оплавлением состоял из крупных, размером 50—120 мкм зерен, с карбидной сеткой по границам. Карбиды соответствовали M_6C , M_2C и MC [6]. Ширина карбидной сетки составляла 3—24 мкм.

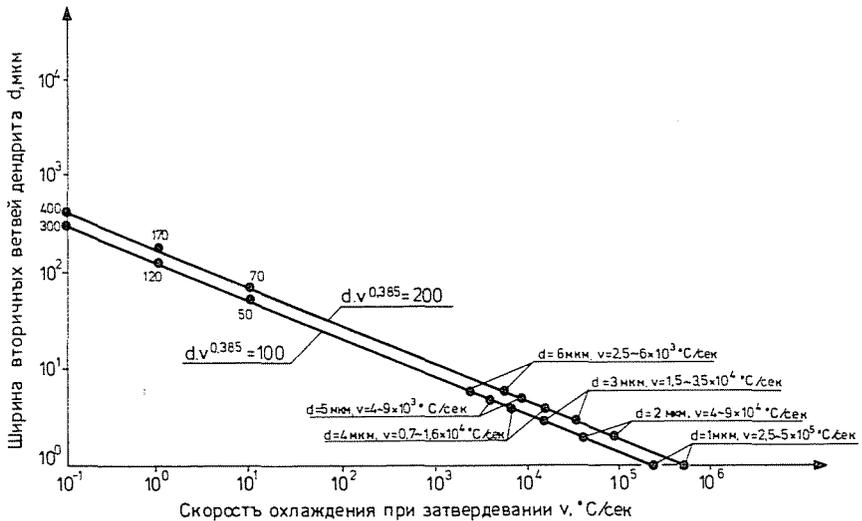


Рис. 2. Зависимость ширины вторичных ветвей дендритов от скорости охлаждения [1, 2, 3, 4, 5]

После оплавления электронным лучом формировалась мелкая дендритная структура. Ширина вторичных ветвей дендритов составляла 1—3 мкм. Междендритная фаза состояла из эвтектических карбидов размером 0,1—0,5 мкм и полигональных зерен размером не более 2 мкм.

Влияние последующей термообработки на распределение твердости в перпендикулярном сечении оплавленного слоя представлено на рис. 3.

Оплавление проводили на образцах в состоянии отжига, глубина слоя была 2,5 мм. Твердость после оплавления в слое 650—700 HV. С помощью охлаждения в жидком азоте и последующего отпуска была достигнута твердость 800—830 HV, которая соответствовала твердости образцов после закалки и отпуска. Из этого следует, что дендриты слоя после оплавления состояли из остаточного аустенита и мартенсита.

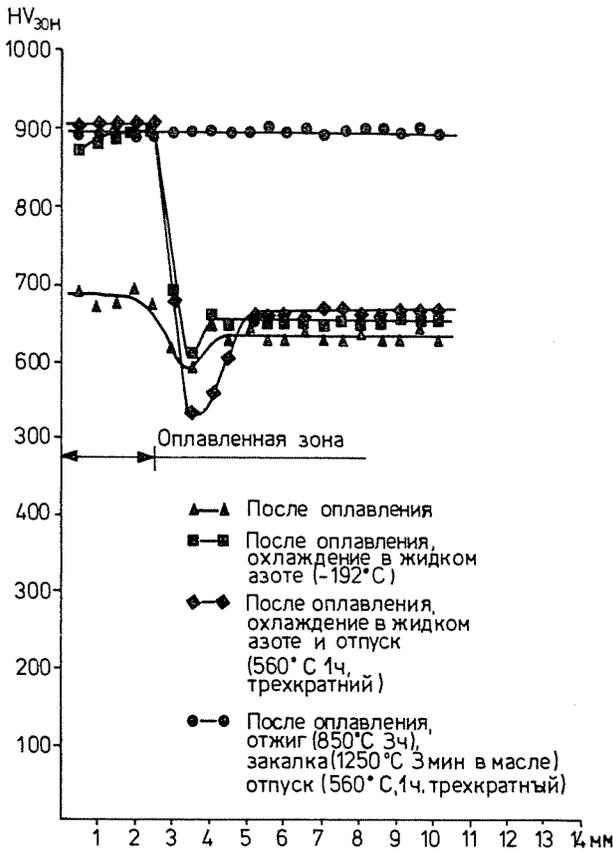


Рис. 3. Изменение твердости оплавленной зоны стали В6М5 в зависимости от термической обработки (исходная сталь в состоянии отжига)

Охлаждение и отпуск приводили к повышению остаточного аустенита и мартенсита, поэтому твердость повышалась.

Распределение твердости в слое, оплавленном на глубину 3,5 мм после закалки и отпуска показано на рис. 4.

Из рис. 3 и 4 видно, что у стали В6М5 после оплавления наблюдаются три зоны: оплавленная, закаленная, полузакаленная и отпущенная. В полузакаленной и в отпущенной зонах твердость не более 500—600 НВ, ширина этих зон была 1—2 мм.

Влияние термообработки было таким же, как и на образцах, оплавленных в состоянии отжига. Во время кристаллизации и последующего охлаждения оплавленного слоя очень важно избегать бейнитное

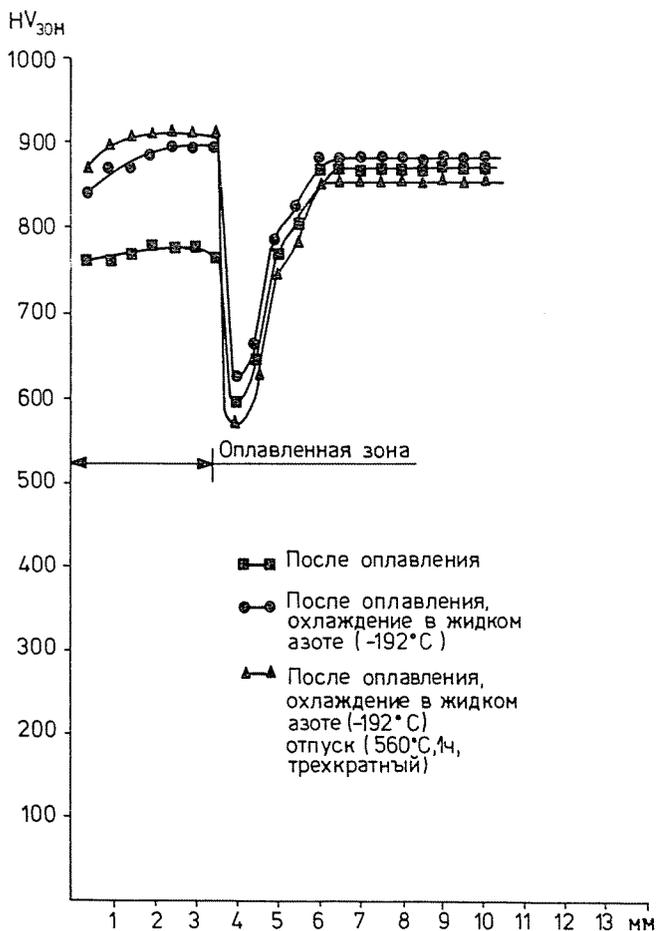


Рис. 4. Изменение твердости оплавленной зоны стали В6М5 в зависимости от термической обработки (исходная сталь в состоянии улучшения)

превращение. Если скорость охлаждения не достаточно высока, тогда твердость после оплавления не будет превышать уровень твердости после закалки и отпуска ни после оплавленного охлаждения в жидком азоте, ни после отпуска. Самая лучшая технология оплавления быстрорежущих сталей следующая: подогрев 500°C , оплавление, медленное охлаждение, чтобы избежать появления трещин, и последующая закалка и отпуск. Такая технология обеспечивает мелкую первичную структуру и высокую твердость.

Микронзондированием определили распределение легирующих элементов (Cr, W, Mo, V) в оплавленной зоне и в основном материале стали В6М5 (Рис. 5 а—г.) Распределение легирующих элементов в оплавленной зоне отличается большой равномерностью, кроме того, интенсивность их содержания на 20—30% больше, чем в основном металле. В основном же материале наблюдались значительные концентрационные пики элементов, связанные с грубой карбидной сеткой [7, 8].

Основной материал стали марки Р11 в литом состоянии перед оплавлением состоял из зерен размером 50—120 мкм с карбидной сеткой

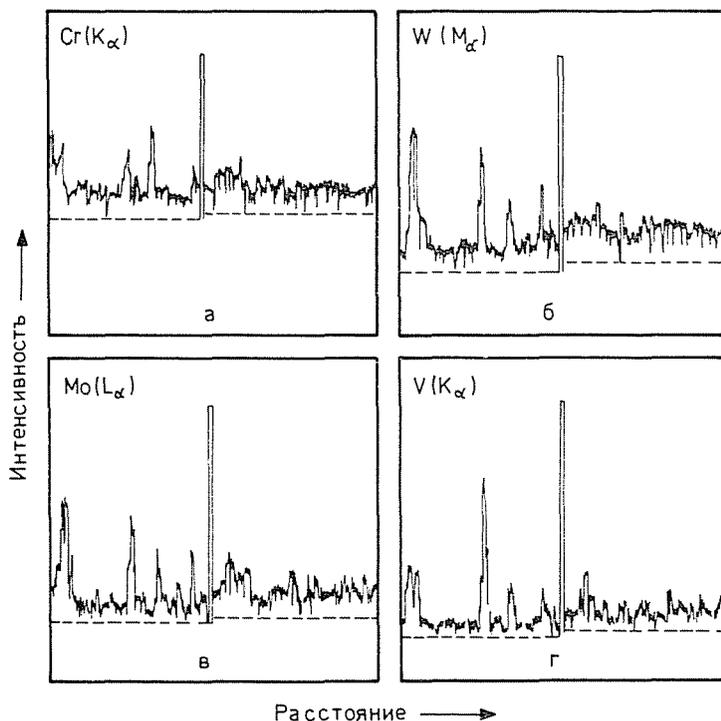


Рис. 5. Распределение легирующих элементов а/Cr, б/W, в/Mo, г/V

между ними и отдельных грубых карбидов. Размер карбидов и ширина сетки были 15—35 мкм, тип карбидов соответствовал M_6C и MC [9].

После оплавления формировалась мелкодендритная структура. Между дендритами находилась карбидная эвтектика, ширина которой 3—8 мкм, и отдельные участки эвтектики размерами 20—30 мкм.

Твердость в оплавленном слое была очень неравномерной (500—700 HV); после оплавления и охлаждения в жидком азоте и отпуска твердость поднималась до 600—850 HV, но неравномерность распределения твердости сохранялась. После оплавления, закалки и отпуска твердость слоя составляла 800—850 HV и стала равномерной.

В микроструктуре основного металла стали марки В12МФ4К5 (ЭШП-кованная) наблюдались крабиды различной формы: крупные, вытянутые под влиянием пластической деформации при ковке, размером от 1 до 20 мкм и мелкие полигональные карбиды размером 0,1—3 мкм. Полосы из крупных карбидов имели ширину 20—60 мкм. Карбиды соответствовали типу M_6C , M_2C и MC [9].

После оплавления в этом слое формировалась мелкая дендритная структура, ширина вторичных ветвей дендритов была 1—4 мкм. Междендритная фаза состояла из эвтектической смеси с карбидным размером 0,1—1 мкм и полигональных карбидных зерен размером не более 3 мкм.

Рис. 6 показывает влияние термообработки на распределение твердости в перпендикулярном сечении оплавленного слоя. Оплавление, которое было произведено в состоянии после отжига на глубину 2 мм обеспечило твердость в оплавленном слое 830—850 HV. Охлаждение в жидком азоте приводило к тому, что твердость незначительно поднялась (860—880 HV), и после охлаждения и отпуска достигла 870—990 HV. Такая высокая твердость является следствием образования мелких дендритов с очень тонкой мартенситной структурой при быстром охлаждении после оплавления и охлаждения в жидком азоте, а также является следствием дисперсионного твердения при отпуске. После улучшения твердость слоя составляла 820—850 HV.

На рис. 7 представлено влияние термообработки на распределение твердости слоя, оплавленного на глубину 1,5 мм, в состоянии после закалки и отпуска. Охлаждение в азоте и последующий отпуск приводили к повышению твердости слоя также, как и у образцов, оплавленных в состоянии отжига. Металл в зоне термического влияния отпускался до 650 HV, размер зоны отпуска не превышал 1,5 мм.

Предел прочности при изгибе литой стали типа В6М5 с оплавленной поверхностью намного превышает прочность (вязкость) основного металла (Рис. 8). Время службы литых резцов из стали типа В6М5 с оплавленной кромкой при резании отливки из титанового сплава типа ВТ 8 возросло на 60% по сравнению с основным металлом (Рис. 9) [10].

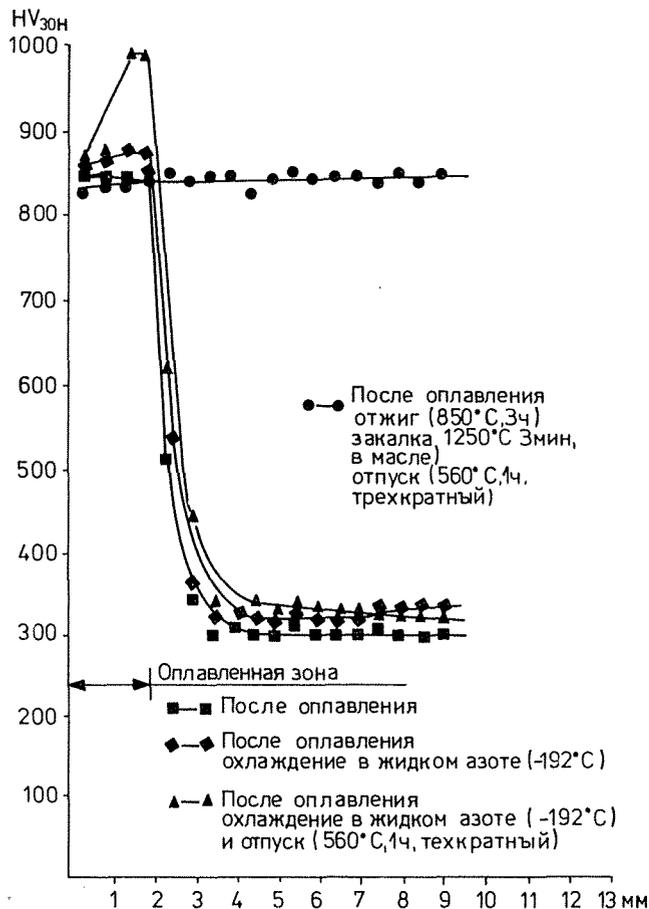


Рис. 6. Изменение твердости стали В12МФ4К5 в зависимости от термической обработки (сталь В12МФ4К5 в состоянии после отжига)

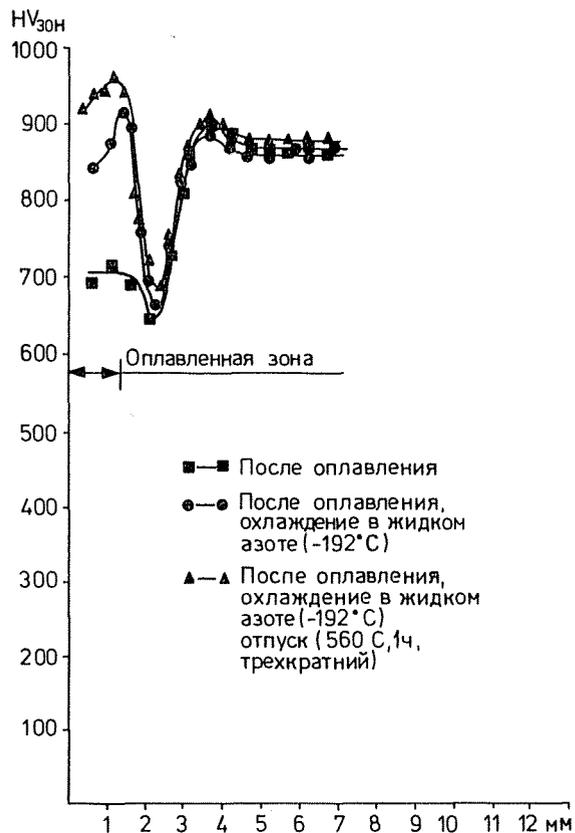


Рис. 7. Изменение твердости стали В12МФ4К5 в зависимости от термической обработки

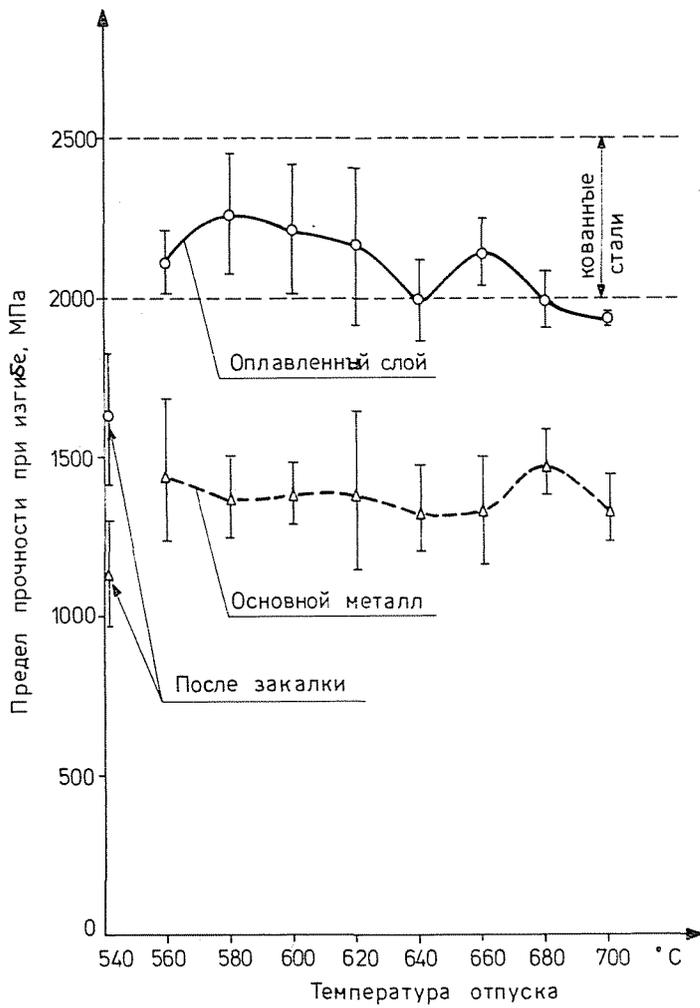


Рис. 8. Влияние оплавления поверхности на предел прочности при изгибе литой стали типа В6М5

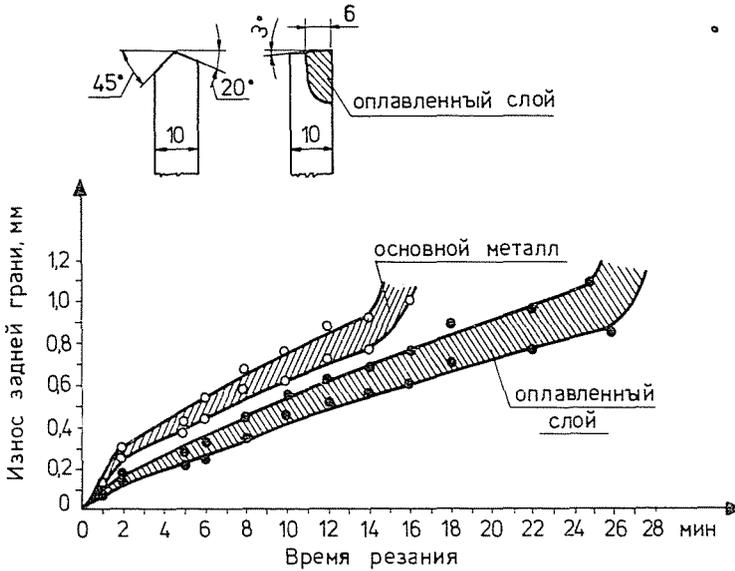


Рис. 9. Влияние оплавления поверхности литой стали типа В6М5 на износ задней грани

Резюме

Установлено, что в исследованных быстрорежущих сталях в зоне местного оплавления электронным лучом образуется очень тонкая дендритная структура со значительной дисперсностью карбидов и наблюдается более равномерное распределение легирующих элементов повышенного содержания.

В результате вышесказанного возрастает вязкость, красностойкость и сопротивление к отпуску оплавленных граней, что в свою очередь приводит к увеличению срока службы инструментов.

Результаты подтверждают, что ширина вторичных ветвей дендритов (d) в большой мере зависит от скорости охлаждения (v) при затвердевании.

Литература

1. H. MATYJA, B. GIESSEN, N. J. GRANT: Journal of the Institute of Metals 96, 30 (1968)
2. B. H. ALEXANDER, F. N. RHINES: Transaction of American Institute of Min. Met. Eng. 188, 1267 (1950).
3. T. OKAMOTO, S. MATSUO, K. KISHITAKE: Transaction ISIJ 18, 289 (1978).
4. A. SUZUKI et al.: Journal of Japan Institute of Metals 1301 (1968).
5. A guide to the Solidification of Steels, Jernkonteret Stockholm, 1977.
6. L. LADEMACHER, H. W. MÜLLER-STOCK: Praktische Metallographie 14, 181 (1977).
7. I. ARTINGER, M. KORACH: XI. Hüttenmännische Materialprüfertaugung (1982) Balatonaliga, p. 6.

8. M. KORACH, A. TÓTH: XI. Hüttenmännische Materialprüfertagung (1982) Balatonaliga, p. 81.
9. A. FISCHER, E. KOHLHAAS: Praktische Metallographie 12, 393 (1975).
10. I. ARTINGER, M. KORACH: V. Szerszám és Szerszámanyag Kollokvium (1982) Miskolc, p. I 1/1.

Dr. István ARTINGER, }
Dr. Marcell KORACH, } H-1521 Budapest

Николай АЛЕКСАНДРОВИЧ ОЛЬШАНСКИЙ,
Москва Е-250, Красноказарменная 14,
МЭИ, СССР.