

МЕСТНОЕ ОПЛАВЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ЭЛЕКТРОННЫМ ЛУЧОМ

Часть II

И. АРТИНГЕР, М. КОРАХ и Н. А. ОЛЬШАНСКИЙ*

Кафедра механической технологии
Будапештского технического университета,
Н-1521 Будапешт
Поступило: 6 января 1983 г

Summary

In this work the effect of local surface melting of cold and hot work die steels by high energy electron beam was investigated. The rapid melting and solidification in the surface layer leads to very fine dendritic microstructure. In the steel X12 after electron-beam surface melting the carbides have very small size, the content of alloying elements increased with no segregation.

The hardness of melted surface layer of steel 40X5MFSz after surface melting and heat treatment was higher than the hardness of basic metal. The better properties of melted surface layer lead to a higher tool life of dies.

В первой части работы [1] показали возможность и результаты применения местного оплавления электронным лучом быстрорежущих сталей. В дальнейших работах на тех же установках проводили исследования оплавления штамповых сталей для холодного и горячего деформирования. Химический состав применяемых сталей приведен в таблице 1. Размер образцов: 30 × 30 × 12 мм. Образцы из стали X12 перед оплавлением подвергали отжигу (850 °С, 3 часа), а образцы из стали 40X5МФС были улучшены (закалка с температуры 1040 °С в масле и отпуску при температуре 600 °С 3 часа).

Таблица 1

Марка стали	Содержание элементов, %								
	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	S	P
X12	2,17	0,25	0,25	11,60	—	—	0,19	0,012	0,022
40X5МФС	0,48	1,15	0,51	5,4	1,25	—	0,46	0,018	0,021

* Кафедра технологии металлов МЭИ

Кроме значений плотностей мощности луча и энергии оплавления, указанных в работе [1], было исследовано также влияние большой мощности луча (100 кВт/см^2) при повышенной скорости оплавления (360 м/ч), что соответствует энергии оплавления, равной 2 кдж/см^2 . Глубина оплавления исследованных хромистых штампованных сталей была немного меньше, чем у быстрорежущих сталей, что связано с различием теплопроводности указанных сталей.

После электронно-лучевого оплавления образцы разрезались перпендикулярно к оплавленной поверхности для изготовления шлифов. Микроструктура шлифов исследовалась с помощью оптического микроскопа. Измерение твердости по Викерсу проводили при нагрузке 30 Н, а по микротвердости — при нагрузке 0,5 Н. Исследование содержания легирующих элементов в сечении, перпендикулярном шву, проводилось на установке JEOL микрозондированием. Параметры решетки определялись микролокальным спектральным анализом. Поверхность излома образцов исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа типа JEOL-JSM-1, при увеличении 3000 х.

Свойства стали X12 исследовали в состоянии после оплавления; после оплавления, охлаждения в жидком азоте ($-192 \text{ }^\circ\text{C}$) и отпуска ($180 \text{ }^\circ\text{C}$ 2 часа); после оплавления, отжига ($850 \text{ }^\circ\text{C}$ 3 часа), закалки ($950 \text{ }^\circ\text{C}$ 10 мин, охлаждение в масле) и отпуска ($180 \text{ }^\circ\text{C}$ 2 часа). Свойства стали 40X5МФС исследовали в состоянии после оплавления; после оплавления и отпуска при температуре 540, 580, 600 и $620 \text{ }^\circ\text{C}$ при выдержке 3 часа.

Микроструктура исследуемых сталей после оплавления была идентична и характеризовалась очень мелким дендритным строением. Размеры ширины вторичных ветвей дендритов штамповых сталей также зависят от скорости охлаждения при затвердевании. Скорость охлаждения при затвердевании оплавленного слоя стали X12 достигла 4×10^3 — $5 \times 10^5 \text{ }^\circ\text{C/сек}$, а у стали 40X5МФС— 10^3 — $5 \times 10^5 \text{ }^\circ\text{C/сек}$.

Оплавление проводилось при подогреве $250 \text{ }^\circ\text{C}$ с целью избежания в металле шва трещин.

Исследование стали марки X12 показало, что основной материал перед оплавлением состоял из различных карбидов: крупные и мелкие карбиды размером от 1 до 30 мкм в полосах и мелкие карбиды размером 0,1—3 мкм между полосами. Ширина полос карбидов составляла 50—70 мкм. Карбиды соответствовали типу M_7C_3 , M_3C .

После оплавления электронным лучом ширина вторичных ветвей дендритов составляла 1—5 мкм, а междендритная фаза состояла из эвтектических карбидов размером 0,1—1 мкм и полигональных карбидов размером не более 2 мкм.

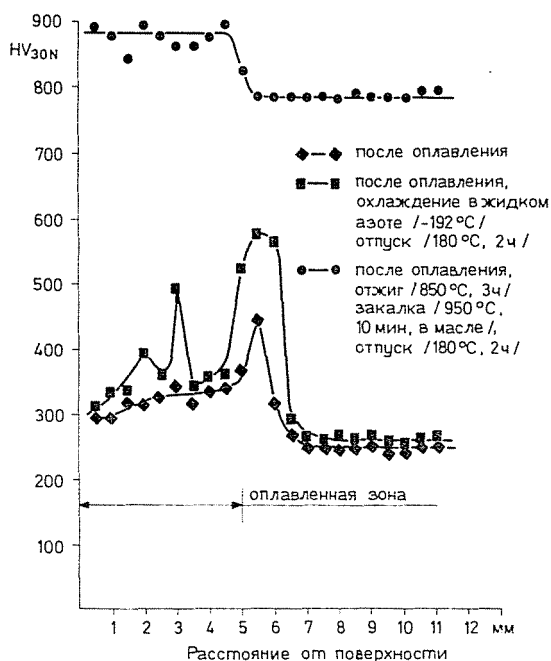


Рис. 1. Влияние оплавления электронным лучом и термической обработки на твердость слоя в стали X12

Влияние последующей термообработки на распределение твердости в перпендикулярном сечении оплавленного слоя представлено на рис. 1.

Твердость после оплавления в слое стали X12 равна 300—350 HV. В случае охлаждения в жидком азоте и отпуска была достигнута твердость слоя 300—580 HV. Причиной низкой твердости слоя является большое содержание δ -феррита в структуре. При быстром затвердевании δ -феррит не превращается в аустенит при перитектической температуре из-за высокого содержания хрома. Поэтому твердость слоя без последующей закалки не повышается.

После оплавления, отжига, закалки и отпуска твердость слоя стали X12 равнялась 850—900 HV, что примерно на 100 HV единиц больше, чем твердость основного металла (750—780 HV). Это может объясняться тем, что в мелкодендритной структуре слоя ликвация была выражена в меньшей степени. При аустенитизации проходило более полное растворение легирующих элементов (Cr, Mn, C), чем в основном материале. Параметр решетки остаточного аустенита после закалки был равен $3,602 \text{ \AA}$ в металле оплавленного слоя и $3,579 \text{ \AA}$ в основном

металле. Это свидетельствует о том, что количество растворенных легирующих элементов в аустените оплавленного слоя было выше, чем в основном металле.

Микротвердость дендритов оплавленного слоя после оплавления, отжига и закалки была равной 700—750 HV_{50} , а в отдельных участках 1050—1100 HV_{50} .

Микротвердость матрицы основного металла после отжига и закалки равна 820—870 HV_{50} , а микротвердость крупных карбидов составляет 1400—1800 HV_{50} единиц.

Исследование поверхности излома оплавленных образцов после отжига, закалки и отпуска с помощью сканирующего электронного микроскопа показало, что излом оплавленного слоя характеризовался мелкокристаллическим вязким строением. Мелкие карбиды в изломе не видны. В то же время на поверхности излома основного материала после отжига, закалки и отпуска видны крупные карбиды, а излом имеет полностью хрупкий характер.

Микронзондированием определили распределение легирующих элементов (Cr, Mn, V) в оплавленной зоне и в основном металле стали X12 (рис. 2) [2]. На рисунке видно, что распределение элементов в оплавленной зоне более равномерное, чем в основном металле, где наблюдаются значительные концентрационные пики элементов, связанные с наличием крупных карбидов.

Содержание хрома и ванадия в оплавленном слое повышалось 1,5—2 раза по сравнению с матрицей основного металла.

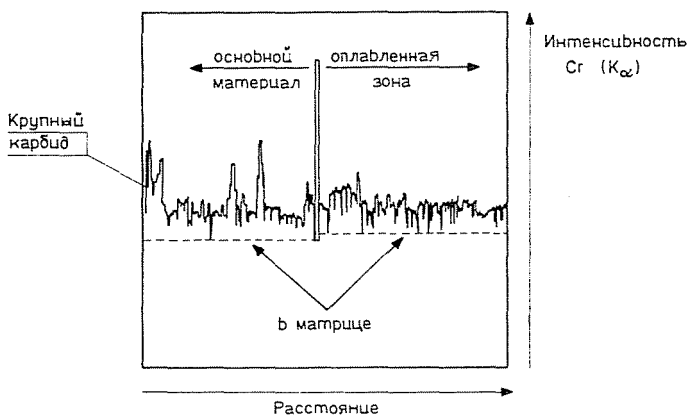


Рис. 2. Распределение легирующих элементов в оплавленной зоне и в основном металле стали X12

Срок службы пуасонов из стали X12 с оплавленной кромкой при вырубке бериллиевой бронзы с толщиной 0,2 мм возрастает, потому что их износ уменьшается (рис. 3).

Исследование стали марки 40X5MФС показало, что основным материалом перед оплавлением имел микроструктуру отпущенного мартенсита со скоплением мелкозернистых карбидов по границам зерен (размером 1—2 мкм). Твердость основного материала равна 450—480 НV.

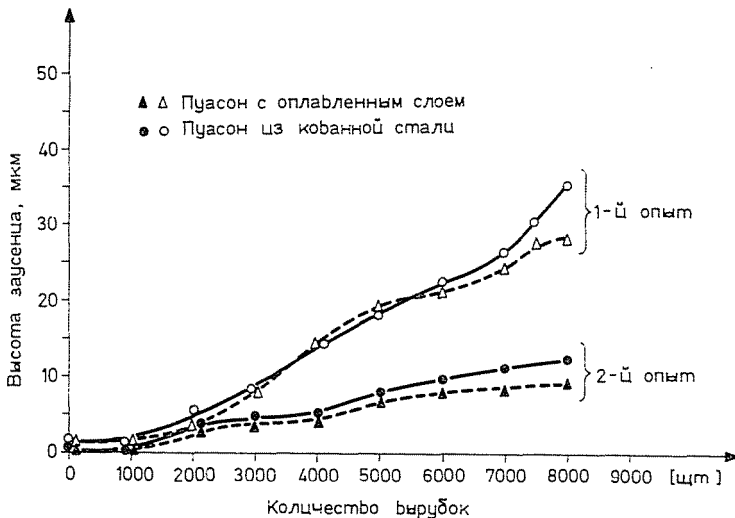


Рис. 3. Износ пуасонов из стали X12 при вырубке бериллиевой бронзы

После оплавления поверхности стали 40X5MФС электронным лучом формировалась очень мелкая дендритная структура. Ширина вторичных ветвей дендритов составляла 1—7 мкм, а междендритная фаза состояла из эвтектических карбидов размером 0,1—1 мкм. В отдельных участках ширина зоны эвтектики достигала 5—10 мкм.

Влияние отпуска на распределение твердости в перпендикулярном сечении оплавленного слоя представлено на рис. 4. Глубина проплавления равна 4,5 мм. Большая твердость оплавленной зоны по сравнению с основным металлом сохраняется после длительного отпуска. Ширина переходной зоны составляет примерно 2 мм, твердость которой не больше 300—320 НV.

Микронзондированием определили распределение легирующих элементов (Cr, Mo, V) в оплавленной зоне и в основном металле. Распределение элементов характеризовалось большой равномерностью как в оплавленной зоне, так и в основном материале, однако содержание

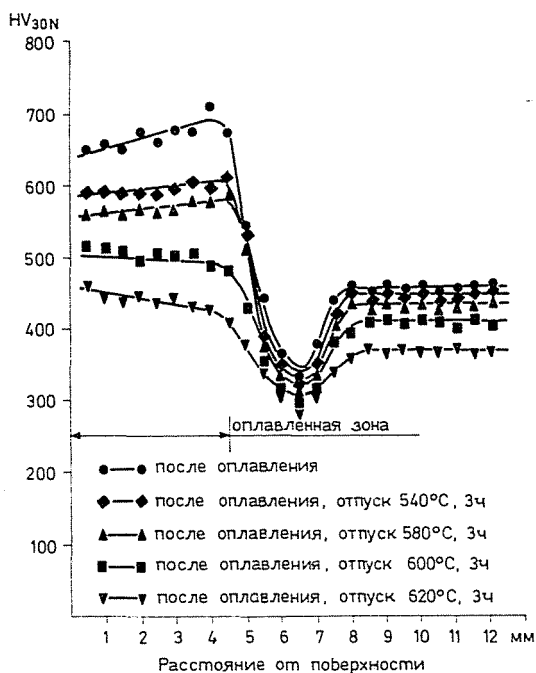


Рис. 4. Влияние оплавления электронным лучом и отпуска на твердость слоя в стали 40X5MФС

легирующих элементов в оплавленном слое повышалось примерно на 10—20%. Значительно уменьшалось количество неметаллических включений в оплавленном металле [3].

Благоприятное влияние оплавления поверхности горячего штампа из стали 40X5MФС электронным лучом привело к увеличению срока службы таких штампов на 40—50%.

Резюме

Установлено, что в исследованных штамповых сталях в зоне местного оплавления электронным лучом образуется очень тонкая мелкая дендритная структура. У стали X12 повышается дисперсность карбидов, наблюдается более равномерное распределение легирующих элементов повышенного содержания в оплавленной зоне. У стали 40X5MФС твердость оплавленного слоя больше, чем в основном металле как и после оплавления, так и после отпуска. Свойства штамповых сталей после оплавления благоприятно влияют на срок службы инструментов.

Литература

1. И. АРТИНГЕР, М. КОРАЧ, Н. А. ОЛЬШАНСКИЙ: Periodica Polytechnica 27, № 1—2 (1983)
2. М. КОРАЧ, А. ТÓTH: XI. Hüttenmännische Materialprüfertagung 1982. Balatonaliga
3. I. ARTINGER, M. KORACH: International Congress on Heat Treatment of Metals, 1981
Warsaw. p. 3—11.

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

Николай Александрович ОЛЬШАНСКИЙ
Москва, Е-250 Красноказарменная 14. СССР