

Аннотация

Рассмотрены вопросы формирования структуры при лазерной восстановительной наплавке деталей из жаропрочных сплавов на никелевой основе. Показано, что использование импульсно-периодического излучения позволяет существенно сократить протяженность зоны термического влияния. Высокие скорости охлаждения приводят к измельчению первичной структуры литой зоны и открывают пути для эффективного управления ее составом.

Формирование структуры при восстановлении деталей из жаропрочных сплавов на никелевой основе лазерным импульсно-периодическим излучением.

Мисюров А.И. доц., к.т.н., МГТУ им. Н.Э.Баумана

В процессе эксплуатации машин и механизмов износу подвергаются, как правило, только локальные участки рабочих поверхностей. В связи с этим актуальна проблема восстановления изношенных поверхностей при сохранении всех важнейших параметров и эксплуатационных характеристик детали.

Существует большое количество методов восстановления поверхности: дуговая и плазменная наплавка, плазменное, газопламенное, детонационное напыление, пайка и др. Их появление связано, в том числе, и с невозможностью удовлетворить одновременно большому количеству часто противоречивых требований, налагаемых условиями, эксплуатации поверхностей и технологией нанесения покрытий. Традиционные способы наплавки отличаются сравнительно низкой концентрацией энергии в пятне нагрева и предполагают большой перегрев металла. Поэтому они имеют ряд недостатков, связанных с высоким термомеханическим воздействием на обрабатываемый металл, и как следствие большим проплавлением основы, увеличенным перемешиванием основного и присадочного металла, сильным перегревом подложки, возникновением высоких остаточных деформаций, снижением структурно чувствительных свойств.

Трудности восстановления деталей из жаропрочных сплавов на никелевой основе с интерметаллидным упрочнением заключаются в необходимости одновременного обеспечения высоких показателей свойств зоны термического влияния (ЗТВ) и наплавленного металла. Как показано в работе [1], преодолеть эти трудности возможно при использовании высококонцентрированных источников тепла за счет существенного снижения времени пребывания металла выше температур $850-900^{\circ}\text{C}$. Для сплавов с высоким содержанием легирующих элементов, повышающих жаропрочность, лазерное непрерывное излучение не всегда обеспечивает необ-

ходимые параметры сварочного термического цикла. Импульсно-периодическое излучение позволяет почти на порядок увеличить скорость охлаждения, что открывает возможности расширения номенклатуры восстанавливаемых изделий. Дозированный ввод тепла и использование соответствующих присадочных материалов позволяет не только уменьшить термическое воздействия, но и создать в локальных объемах восстанавливаемой детали требуемые заданные свойства. Ранее в работе [2] нами была показана возможность проведения наплавки лазерным импульсно-периодическим излучением и получены регрессионные зависимости, позволяющие прогнозировать режимы наплавки для выбора заданной формы валика.

Целью настоящей работы явилось установление закономерностей формирования структуры при восстановлении деталей из жаропрочных сплавов на никелевой основе лазерным импульсно-периодическим излучением.

Получение качественной восстановленной детали сопряжено главным образом с необходимостью сохранения служебных и механических свойств зоны термического влияния (ЗТВ), а также технологической прочности ЗТВ и наплавленного металла. Известно, что при сварке деталей из жаропрочных сплавов характерными дефектами являются неоднородность свойств сварного соединения и горячие трещины в шве и ЗТВ. Длительное пребывание металла ЗТВ при повышенных температурах вызывает растворение упрочняющих фаз и способствует более полному протеканию временных деформаций. Одновременно высокая диффузионная подвижность атомов и дефектов кристаллической решетки, способствует повышению физико-химической неоднородности. Интенсивное развитие диффузионных процессов, вызывает укрупнение структурных составляющих, увеличение химической неоднородности и образование сегрегационных областей с повышенным содержанием растворенного компонента. Это приводит к снижению прочности зон, нагреваемых до температур растворения упрочняющих фаз. В результате пластическая деформация концентрируется в этих объемах по границам аустенитного зерна. Указанное сочетание неблагоприятных факторов снижает прочностные характеристики, служебные и эксплуатационные свойства, а также технологическую прочность.

Наплавленные детали имеют три ярко выраженные зоны: литую, металл, подвергшийся термическому влиянию (ЗТВ) и основной металл, не испытывавший теплового воздействия. Был проведен сравнительный анализ структур ЗТВ, возникающих при восстановительной наплавке. В случае использования непрерывных режимов у линии сплавления со стороны основного металла происходит некоторое уширение границ, что свидетельствует о повышении дефектности зоны термического влияния. При использовании импульсно-периодического излучения, в объемах металла вплоть до линии сплавления не наблюдаются каких-либо существенных изменений структуры даже при максимальном увеличении оптического микроскопа. О возможных изменениях структурно чувствительных свойств судили по сравнению результатов измерения микротвёрдости в зоне, прилегающей к линии сплавления со стороны основного металла, и в основном металле. Для этого использовали методику статистического анализа, предложенную Л.Н.Майоровым. В основу расчета были положены экспериментальные данные измерения значений микротвёрдости. Замер микротвёрдости осуществляли на твердомере ПМТ-3 с шагом равным двум диагоналям отпечатка при нагрузке 50 грамм. В ЗТВ отпечатки наносили вдоль линии сплавления на расстоянии, не превышающем 0,1мм, а в основном металле – на значительном удалении. Для повышения достоверности результатов значения микротвёрдости были определены более чем в 60 точках указанных зон. Оценка полученных результатов показала, что при лазерной наплавке непрерывным излучением наблюдается некоторое разупрочнение в ЗТВ. Вероятность того, что микротвёрдость зоны, прилегающей к линии сплавления, отличается от микротвёрдости основного металла составляет 90%. В случае импульсно-периодического режима анализ показывает, что с вероятностью 90% микротвёрдость зоны, прилегающей к линии сплавления, не отличается от микротвёрдости основного металла. Графическая интерпретация полученных результатов приведена на [рис. 1](#).

Исследования, проведенные с применением просвечивающей электронной микроскопии, показали, что при наплавке импульсно-периодическим излучением зона лазерного воздействия имеет протяженность менее 0,01 мм. В этой зоне не происходит растворения упроч-

няющей фазы, которая становится лишь существенно дисперснее. Очень важно, что при переходе от основного металла к ЗТВ кристаллографическая ориентировка матрицы сохраняется вплоть до начала литой зоны. Эти данные свидетельствуют о возможности применении метода лазерной наплавки для восстановления дефектов в монокристалльных деталях.

Изучение структуры наплавленной области показало, что при глубоком проплавлении металла основы, валик имеет большую макронеоднородность. Это объясняется незавершенностью процессов выравнивания химического состава при перемешивании основного и присадочного металла в условиях сверхвысоких скоростей охлаждения. При незначительном оплавлении подложки химическая неоднородность выражена меньше. Структура литой зоны формируется при лазерном переплаве присадочного металла и подплавлении основы. Требования к минимизации термического воздействия, а также сохранения высокой технологической прочности, вызывают, как правило, необходимость получения заданной толщины наплавленного слоя за несколько проходов. В многопроходных наплавках наблюдается снижение тривимости зон сплавления последующего и предыдущего наплавленных валиков.

Рост твердой фазы начинается от оплавленных элементов основы, это свидетельствует об установлении прочной металлической связи между основой и наплавленным металлом (рис. 2). Такая же прочная связь формируется между отдельными наплавленными валиками (рис. 3). Литая зона имеет ячеисто-дендритное направленное строение. При росте кристаллов в условиях термоконцентрационного переохлаждения должно происходить их укрупнение по мере приближения к верхней кромке. Однако, изменение термического воздействия при периодическом поступлении тепла вызывает периодическую остановку роста и не способствует существенно увеличению размеров первичной структуры.

При выполнении многопроходных наплавленных слоев происходит термомодеформационное воздействие последующих наплавленных валиков на предыдущие. О степени такого воздействия можно судить по значениям микротвердости в интересующих нас объемах металла. Ее измерение проводили по схеме, представленной на рис. 4а. Распределение микротвердо-

сти по высоте валиков в многопроходных наплавленных слоях приведено на рис. 4б. В наплавленном металле имеются локальные очаги с повышенными значениями твердости, что можно связать с наличием упрочняющих фаз. Не отмечено влияние нагрева при выполнении последующих валиков на твердость предыдущих, а также на области, прилегающие к линии сплавления. Таким образом, полученные результаты могут свидетельствовать о несущественном изменении структуры при переходе из слоя в слой, т.е. минимальном термическом воздействии на литой металл.

Лазерная наплавка импульсно-периодическим излучением характеризуется чрезвычайно высокими скоростями охлаждения, превосходящими на порядок скорости, получаемые при других методах. Сверхвысокие скорости охлаждения приводят к измельчению первичной структуры (рис. 5). Так расстояние между осями второго порядка дендритов металла при наплавке порошками системы Ni-Cr-B-Si токами высокой частоты составляет $(12-20) \cdot 10^{-6}$ м, газопламенным переплавом – $(6-10) \cdot 10^{-6}$ м, лазерной наплавкой – $(2,5-0,5) \cdot 10^{-6}$ м (рис. 6). Отмеченное измельчение структуры повышает структурно чувствительные свойства. Например, при использовании импульсно-периодических режимов повышается стойкость против образования кристаллизационных трещин (рис. 7).

Для получения требуемых свойств при восстановлении деталей часто идут на изменение химического состава наплавленного слоя по сравнению с основным материалом. Высоких свойств наплавленного металла можно достигнуть за счет твердорастворного, карбидного или интерметаллидного упрочнения. Твердорастворное упрочнение предполагает получение требуемых свойств легированием элементами, создающими пересыщенный твердый раствор. Повышение скорости охлаждения при лазерной наплавке позволяет зафиксировать это пересыщение. В некоторых случаях это позволяет повысить служебные и эксплуатационные характеристики. Однако, при высоких температурах эксплуатации такие структуры становятся крайне нестабильными и эффекты упрочнения могут снижаться еще до выхода на рабочий режим [3].

Сформировать композиционную структуру при лазерной наплавке возможно либо сохра-

нением карбидов, подаваемых в расплав вместе с присадочным металлом, либо выделением из расплава карбидов, растворенных при переплаве присадки. В работах Новиченко Д.Ю. установлена возможность получения наплавленного металла с высокими свойствами, содержащего перекристаллизованный карбид титана (TiC), который выделяется в матрице в виде мелкодисперсных образований. Для некоторых композиций такой путь неприемлем. Например, при получении лазерной наплавкой композиционной структуры карбид хрома - алюминид никеля происходит растворение карбида хрома и его перекристаллизация. В этом случае, наплавленный металл с большим количеством перекристаллизованного карбида хрома теряет пластичность и в нем появляются трещины.

При введении карбидов металлов в состав наплавочных порошков частичное оплавление упрочняющих порошинок позволяет получить композитную структуру. В этом случае закристаллизовавшийся в условиях лазерного переплава металл основы является матрицей, в которую внедрены нерасплавившиеся и придающие изделию специальные свойства частицы порошка (рис. 8). Предупреждение растворения упрочняющей фазы удастся добиться значительным снижением времени контакта карбидной частицы с жидким металлом матрицы. В работах, проведенных совместно с Третьяковым Р.А., показано, что для композиции Co-WC при наплавке непрерывным излучением упрочняющая фаза может сохраняться при уменьшении мощности излучения или увеличении скорости процесса [4]. Импульсно-периодические режимы излучения позволяют задать требуемые параметры термического цикла и сохранить карбидную фазу. Об этом свидетельствует, обнаруженное в наплавленном металле частичное оплавление порошинок присадки (рис. 9). Аналогичные результаты получены в работе [5].

В случае интерметаллидного упрочнения при наплавке традиционными методами происходит растворение упрочняющей фазы. Это связано с достаточно продолжительным временем пребывания при повышенных температурах. Последующая термообработка может не приводить к упрочнению наплавленного металла, так как основной и наплавленный металл зачастую отличаются температурными интервалами выделения интерметаллидной фазы.

Проведенные исследования показали, что при наплавке импульсно-периодическим излучением порошками типа ВКНА возможно сохранение большого содержания интерметаллидной фазы при ее максимальной дисперсности. Сплав ВКНА можно рассматривать как естественный композит, самоорганизующийся при кристаллизации. Он является сложнелегированной эвтектикой, состоящей из γ -Ni и легированного интерметаллида γ' -Ni₃Al. Повышенная жаропрочность его определяется большой объемной долей и высокой дисперсностью вторичных выделений γ' -фазы Ni₃Al, образующихся при старении пересыщенного твердого раствора на основе Ni и имеющих кубическую форму, период кристаллической решетки которых по сравнению с Ni матрицей отличается на 0,3-0,5%. При высоких температурах происходит разупрочнение этого сплава из-за огрубления частиц γ' -фазы Ni₃Al, вызванным ускорением диффузионных процессов и уменьшением объемной доли вторичных выделений γ' -фазы Ni₃Al вследствие повышения ее растворимости в γ -Ni матрице [6].

Исследование структуры наплавленных валиков показало изменение микротвердости, количества и размера упрочняющих частиц γ' -фазы в зависимости от режимов лазерной обработки импульсно-периодическим излучением. Математическая обработка результатов позволила получить регрессионные зависимости микротвердости в наплавленном слое, диаметра и количества упрочняющих частиц γ' -фазы, приходящиеся на единицу площади, от режимов лазерной обработки. Наиболее значимым фактором, влияющим на характеристики наплавленного металла, является скорость обработки. Зависимость микротвердости, диаметра и количества частиц от скорости наплавки носит экстремальный характер (рис. 10). С ростом энергии в импульсе и степени фокусировки диаметр упрочняющих частиц увеличивается, их количество уменьшается, это приводит к уменьшению микротвердости в наплавленном слое (рис. 10).

Выводы

1. Использование импульсно-периодического излучения при лазерной восстановительной наплавке деталей из жаропрочных сплавов на никелевой основе позволяет получить благоприятную структуру. В ЗТВ не происходит растворения упрочняющей фазы, которая становится лишь существенно дисперснее. Это косвенно подтверждается статистическим анализом распределения микротвердости. Наблюдается существенное измельчение структуры наплавленного металла; характерное расстояние между осями дендритов второго порядка уменьшается по сравнению с непрерывным излучением почти в 2 раза.

2. Импульсно-периодические режимы излучения позволяют создать композиционную структуру при карбидном и интерметаллидном упрочнении литого металла за счет получения требуемых параметров термического цикла. Анализ регрессионных зависимостей микротвердости, диаметра и количества упрочняющих частиц γ' -фазы в наплавленном слое состава типа ВКНА от режимов наплавки показал, что наиболее значимым фактором, является скорость обработки.

Литература

1. Якушин Б.Ф., Федоров Б.М. Разупрочнение металла ОШЗ при сварке жаропрочных никелевых сплавов. Сварочное производство, 1984, №9, с. 5-6.
2. Григорьянц А.Г., Мисюров А.И., Чжан Цин Формирование наплавленных слоев с использованием лазерного импульсно-периодического излучения. Сварочное производство. 2007, № 8, с. 18-21.
3. Бураков В.А., Бровер Г.И., Буракова Н.М. Повышение теплостойкости быстрорежущих сталей лазерным легированием // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1965. -№ 11. - с. 2-6.
4. Мисюров А.И., Чжан Цин, Третьяков Р. Сохранение упрочняющих фаз в наплавленных слоях при лазерной обработке. Сборник научных трудов XIX Международной научно-технической конференции «Лазеры в науке, технике, медицине» Том 19, 2008. с 109-112
5. A. Yakovlev, Ph. Bertrand, I. Smurov Laser cladding of wear resistant metal matrix composite coatings //DIPI, ENISE, 58 rue Jean Parot, 42023. - Saint Etienne (France), 2003. –P. 25 - 30.
6. Термостабильность структуры на основе Ni_3Al и его применение в рабочих лопатках мало-размерных ГТД / К.Б. Поварова, Н.К. Казанская, А.А. Дроздов, др. // Металлы. – 2003. - № 3. – С 15 – 19.

Подрисуночные надписи

Рис. 1 Сравнительное распределение твердости в основном металле и ЗТВ при наплавке непрерывным (а) и импульсно-периодическим (б) излучением. 1 – основной металл; 2 - ЗТВ

Рис. 2 Рост твердой фазы от оплавленных зерен основного металла у линии сплавления наплавленного валика с подложкой ($\times 800$).

Рис. 3 Рост твердой фазы от оплавленных элементов первичной структуры у линии сплавления двух валиков ($\times 400$)

Рис. 4 . Схема измерения (а) и значения микротвердости наплавленного металла, полученного за несколько проходов (б).

Рис. 5 Первичная структура, формирующаяся в процессе наплавки порошками на никелевой основе непрерывным (а) и импульсно-периодическим лазерным излучением (б) ($\times 800$)

Рис. 6 Влияние скорости охлаждения и способа наплавки на расстояние между осями дендритов второго порядка

Рис. 7 Влияние способа наплавки на сопротивляемость образованию горячих трещин (порошок системы Ni-Cr-B-Si).

Рис. 8 Сохранившиеся карбиды WC в кобальтовой матрице при лазерной наплавке непрерывным излучением ($\times 500$).

Рис. 9 Нерасплавившиеся частицы порошка в объеме наплавленного металла ($\times 1000$).

Рис. 10 Влияния параметров режима на микротвердость, диаметр и число частиц упрочняющей фазы от скорости наплавки (а), энергии в импульсе (б) и степени фокусировки (в).

Рисунки

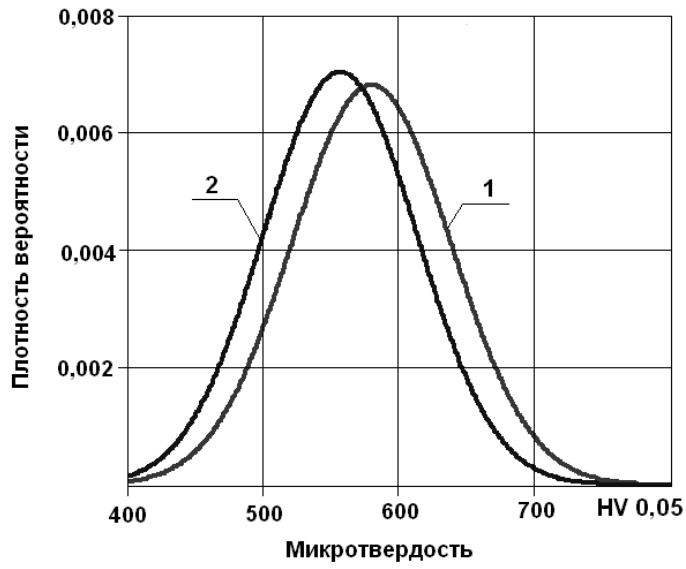


Рис. 1а

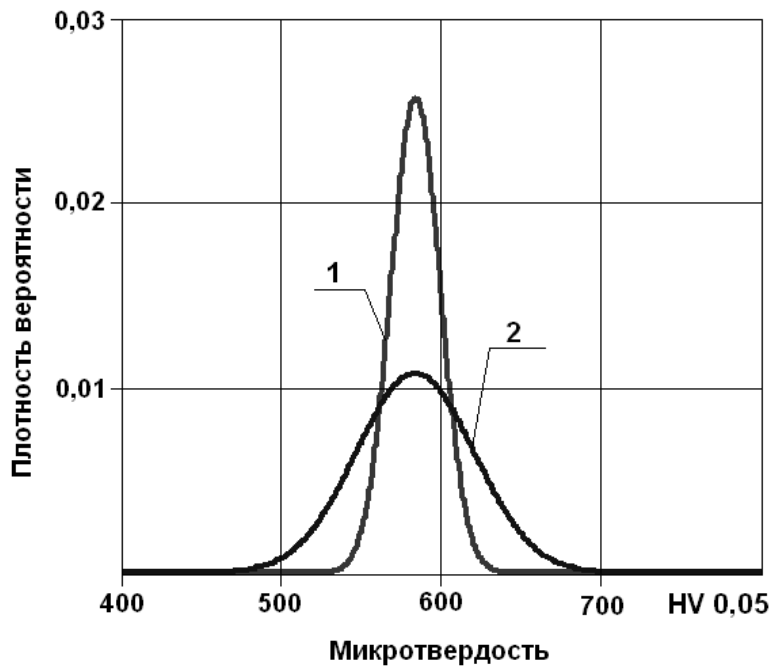


Рис. 1б

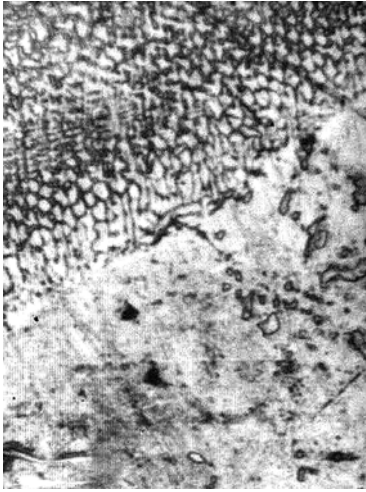


Рис. 2

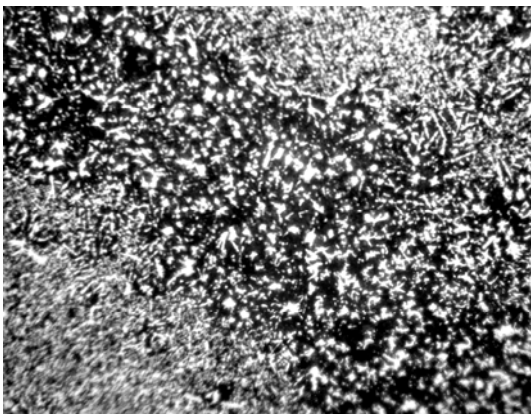


Рис. 3

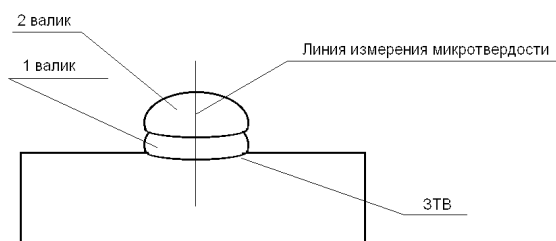


Рис. 4а

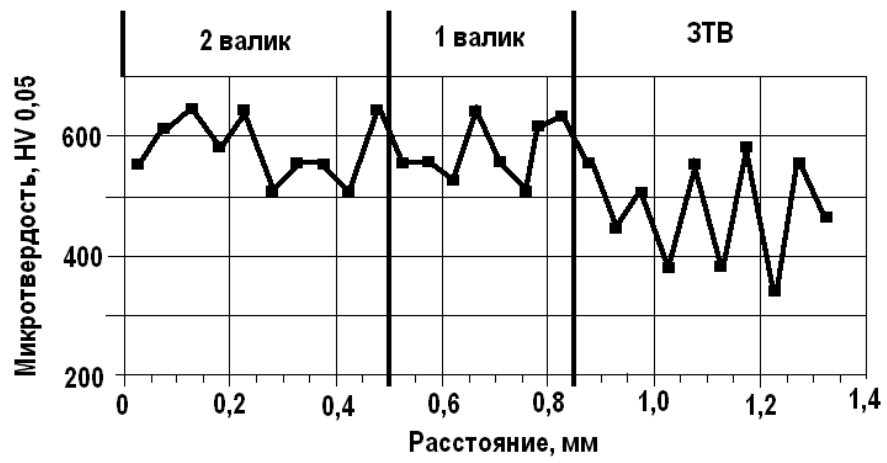


Рис. 4б

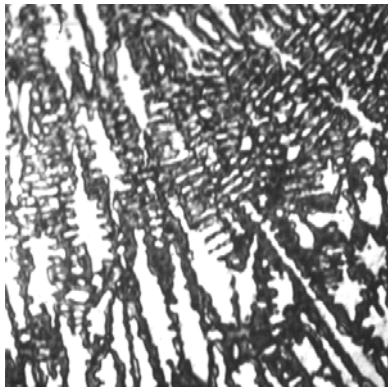


Рис. 5а



Рис. 5б

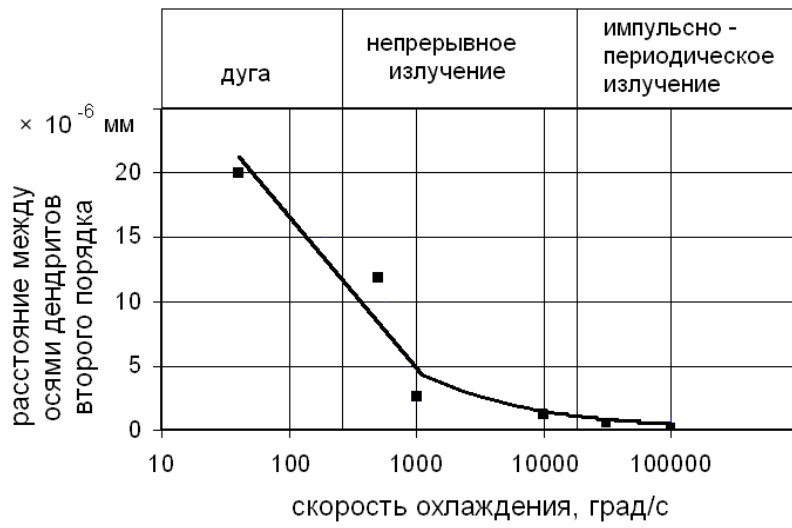


Рис. 6

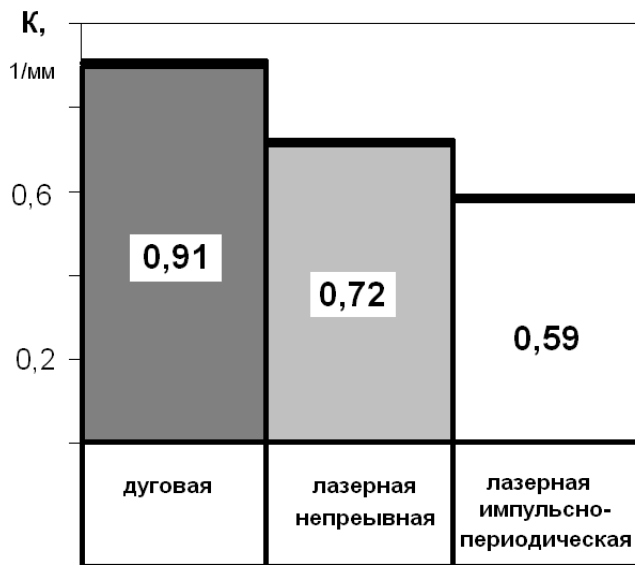


Рис. 7

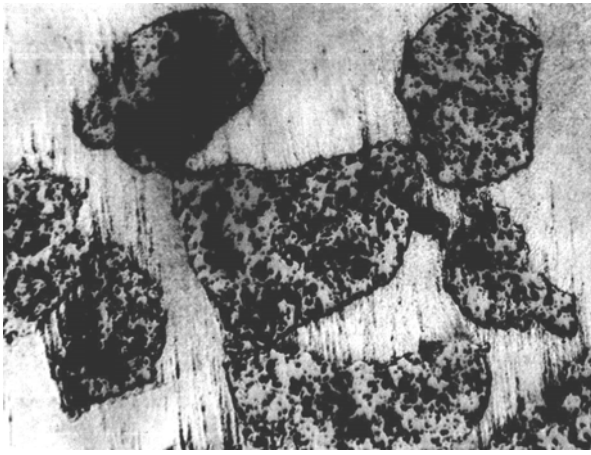


Рис. 8

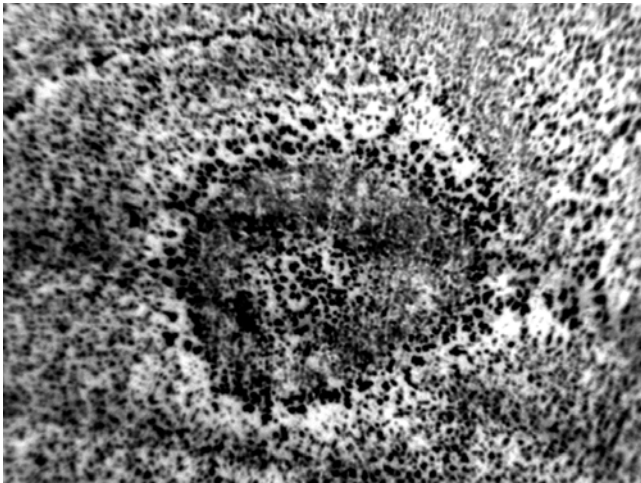


Рис. 9

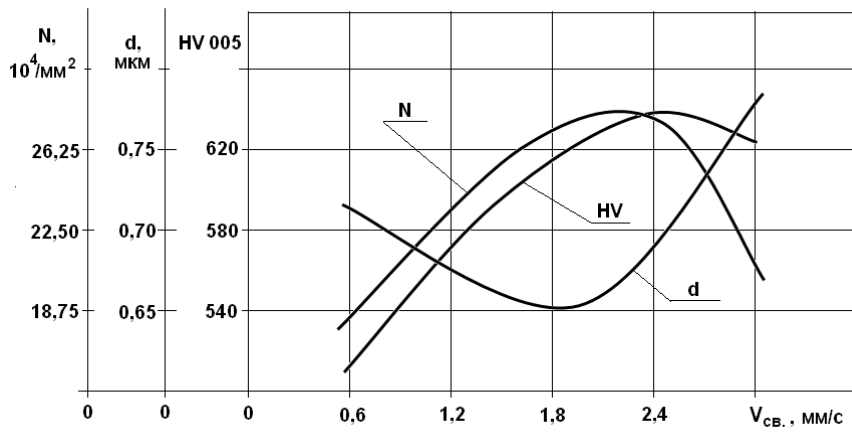


Рис. 10а

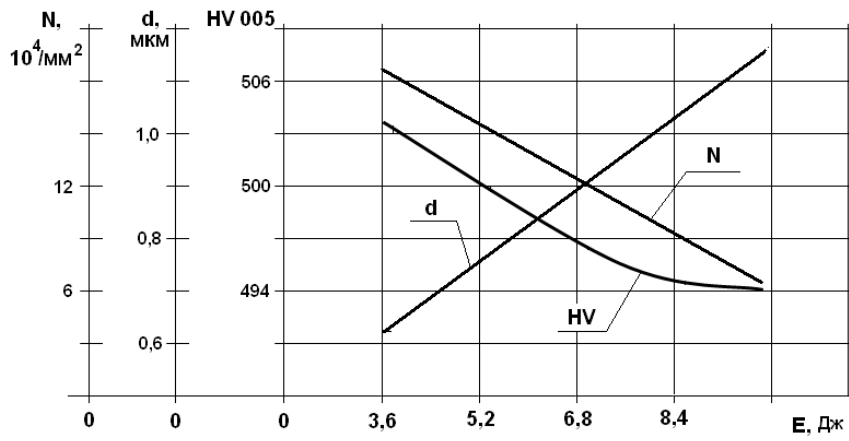


Рис. 10б

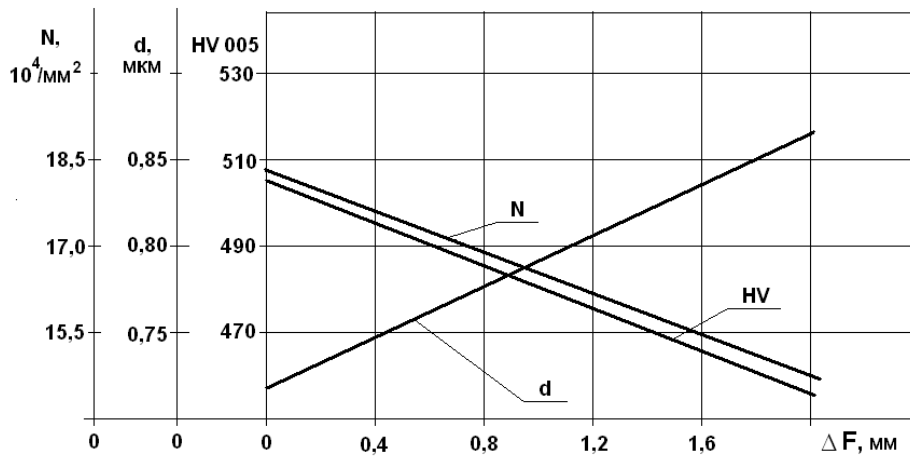


Рис.10в