УДК 669.1

С.В. Яняк, И.И. Комиссарова
Вологодский государственный университет

ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ С ЖЕЛЕЗНОЙ СВЯЗКОЙ

Фрактографический анализ поверхностей разрушения после оценки прочности при изгибе позволяет установить общий хрупкий характер разрушения сплавов на основе разных карбидов с железной связкой. Характер разрушения карбидных зерен – хрупкий у всех сплавов, однако работа разрушения – разная. Наибольшая работа разрушения определена для сплава на основе карбида ниобия. Наименьшая работа разрушения – у сплава на основе карбида хрома. У сплава на основе карбида титана обнаружено вязкое разрушение по железной связке и прохождение разрушающей трещины по границам зерен. Для повышения прочности сплава на основе карбида титана необходимо за счет легирования добиться упрочнения связки, повышения прочности ее границ с карбидом и уменьшения размеров карбидных зерен.

Поверхность разрушения, фасетка излома, карбидная основа, железная связка.

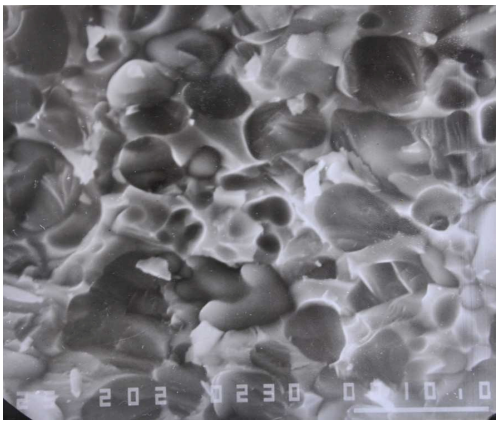
Промышленные твердые сплавы должны обладать комплексом механических и специальных свойств. Механическая прочность, кроме способности оказывать сопротивление разрушению, влияет на износостойкость и надежность материала. Для изделий из твердых сплавов характерна работа в условиях нагружения сжатием, изгибом и кручением. С учетом хрупкого в целом характера разрушения твердые сплавы весьма чувствительны к концентраторам напряжений, внешним и внутренним. Наиболее адекватной, предусмотренной стандартом, является оценка прочности твердых сплавов при изгибе. По разным методикам (которые дают отличающиеся результаты) прочность при изгибе определяют при 3-точечном сосредоточенном или при 4-точечном нагружении («чистым» изгибом) образцов разных размеров в состоянии после спекания или продольно шлифованных.

Нами для экспериментальной оценки выбран метод 3-точечного нагружения нешлифованных образцов с размерами 5×5×40 мм (основной метод в отечественной практике). Испытания выполнены на разрывной машине Р-10 с фиксацией разрушающего усилия с точностью ±20 Н. Расчетная погрешность определения предела прочности при изгибе ±5 МПа с усреднением результата на 6–10 образцах. Для оценки прочности и характера разрушения выбрана группа твердых сплавов с железной связкой на основе 70 % масс. карбидов переходных металлов (TiC, VC, NbC, TaC, Cr_3C_2, Mo_2C, WC). Технология изготовления образцов описана в работе [1]. Кроме предела прочности при изгибе определялись: пористость сплавов, средний размер карбидного зерна (металлографическим методом). Использованы данные [2]: прочность при сжатии и растворимость карбидов в железе при эвтектической температуре – как факторы, влияющие на прочность при изгибе. Корреляционные зависимости между факторами и пределом прочности при изгибе приведены в работе [3]. В дальнейшем наши исследования структуры твердых сплавов методом рентгеноструктурного фазового анализа [4] показали несколько большую растворимость карбидов в железе, что, однако, не нарушает установленных связей с прочностью. Данные по экспериментальной оценке и для анализа прочности при изгибе сплавов приведены в таблице.

Таблица

Данные для анализа прочности при изгибе сплавов с железной связкой

№ п/п	Состав сплава, % масс	Предел прочности при изгибе, МПа	Прочность при сжатии карбида, МПа	Пористость сплава, %	Средний размер карбидного зерна, мкм	Растворимость карбида в железе при эвтектической температуре, % масс
1	70 % TiC, 30 % Fe	790	1380	3,4	5	0,5
2	70 % VC, 30 % Fe	660	620	0,3	8	6
3	70 % NbC, 30 % Fe	1050	2420	2,0	4	2
4	70 % TaC, 30 % Fe	730	1800	7,3	3	1
5	70 % Cr_3C_2, 30 % Fe	240	-	1,6	40	16
6	70 % Mo_2C, 30 % Fe	390	-	0,3	10	10
7	70 % WC, 30 % Fe	710	2720	0,6	M_6C:10 WC:1,5	5

а) 

б)

Рис. 1. Микрорельеф излома сплава 70 % TiC – Fe:
а) общий вид, частичное разрушение по границам карбидных зерен, ×2000;
б) хрупкое разрушение карбида, признаки вязкого разрушения связки, ×4000

При разрушении гетерогенного сплава образуется поверхность разрушения, что является следствием совершения некоторой работы, связанной с разрывом связей кристаллического строения материала в зоне разрушения. В соответствии с принципом минимизации затрат энергии разрушающая трещина проходит по местам ослабленных или напряженных зон и связей в материале. Поэтому наблюдение за прохождением разрушающей трещины позволяет ориентировочно, в сравнении с аналогами, оценить работу разрушения, т.е. оценить прочность материала и пути повышения его прочности. Фрактографический анализ позволяет путем наблюдения и описания поверхности разрушения (при большом увеличении) по характерным признакам оценить путь прохождения трещины (через зерна, по границам зерен, через поры), отклонение трещины от плоскостности (самой компактной поверхности), ветвление трещины, образование чашевидных фасеток, оценить долю хрупкого и вязкого разрушения – в итоге оценить работу разрушения.

Фрактографический анализ поверхностей разрушения образцов при изгибе (изломов) был выполнен на растровом электронном микроскопе JSM-35 (Япония). Условия съемки: ускоряющее напряжение 25 кВ, серебряное напыление, увеличение от ×300 до ×6600. Для анализа использованы фрагменты (обломки) образцов после разрушения изгибом. Поверхности разрушения (изломы) для съемки выбирались с типичными признаками прохождения трещины. Результаты анализа изломов:

1. В сплаве 70 % TiC, 30 % Fe разрушающая трещина проходит в основном по границам зерен со связкой с пересечением прослоек связки и отдельных (наиболее крупных) зерен (рис. 1). Характер разрушения связки имеет признаки вязкости (оттянутые в поперечном направлении к ходу главной трещины края чашек и остановленные релаксацией сопутствующие трещины). Разрушение по зерну имеет реечный признак хрупкого разрушения с волнообразным изменением направления развития хрупкой трещины, что характерно для разрушения поликристаллических зерен. Главное разрушение по границам зерен указывает на ослабленную связь между зернами карбида титана и железной связкой. Это означает, что на таких границах прерывается кристаллическое строение обеих фаз, между ними нет переходной фазы, в итоге: действуют ослабленные силы межатомного сцепления на уровне сил адгезионной природы и обобществленных электронных оболочек (электронного «газа»), а также чисто механические силы, связанные с внутренним рельефом границ округлых зерен и связки.

Пониженная смачиваемость при жидкофазном спекании карбида титана железом (краевой угол смачивания в вакууме при 1550 ºС составляет 41º [2]) является причиной и следствием пониженной интенсивности взаимодействия и ослабленной связи по границам фаз.

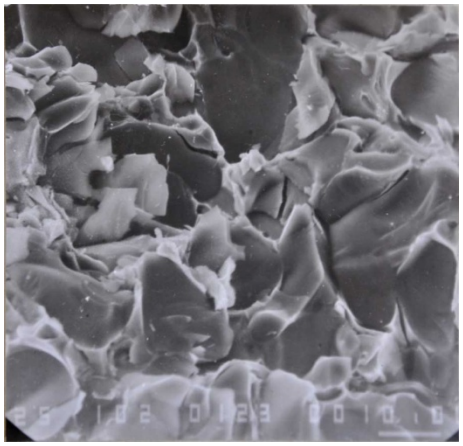
Относительно небольшая прочность при изгибе сплава TiC–Fe (790 МПа) по сравнению, например, со сплавами TiC–Ni–Mo (1000 МПа [5]) объясняется, главным образом, пониженным взаимодействием карбида титана с железом (низкая растворимость и смачиваемость) и пластичностью феррита (несмотря на некоторое его упрочнение за счет растворения в железе титана при спекании [4]. Путем легирования (использования в качестве связки легированной стали) может быть достигнуто как упрочнение связки, так и усиление ее взаимодействия с карбидом титана за счет растворимости карбидообразующих легирующих компонентов в карбиде титана.

2. В сплаве 70 % VC, 30 % Fe разрушающая трещина с сильным разветвлением и изменением направления проходит через тело крупных зерен с пересечением прослоек связки (рис. 2). Характер разрушения зерен – чисто хрупкий, с ветвлением разрушающей трещины иногда в пределах зерен. Вид поверхности разрушения в зерне – гладкий, иногда с пологой реечностью (стеклообразный), что объясняется небольшой хрупкой прочностью карбида ванадия (значительно ниже, чем у карбида титана). Крупные зерна карбида ванадия вырастают вследствие высокой скорости его перекристаллизации через расплав железа при спекании сплава. Большие размеры хрупких зерен снижают работу разрушения, а значит – прочность сплава. Резкое изменение направления разрушающей трещины

при переходе тонкой прослойки связки свидетельствует о высоком сопротивлении разрушению со стороны связки, т.е. о значительном упрочнении феррита. Характер разрушения связки из-за ее малых размеров установить трудно, но судя по некоторым ее относительно крупным фрагментам – преимущественно хрупкий. Это свидетельствует о сильном насыщении железа компонентами карбида ванадия (преимущественно ванадием) при спекании и о сильном упрочнении связки. Прохождения разрушающей трещины, огибающей зерна, т.е. по межфазовым границам, не обнаружено. Это является следствием сильного взаимодействия карбида ванадия с железом, которое проявляется в высокой растворимости в железе и в идеальной смачиваемости (θ=0º в вакууме при 1400 ºС [2]). Общая прочность сплава 660 МПа представляется вполне закономерной – на уровне прочности карбидов ванадия, связанных высокопрочной [6] ванадиевой сталью.

3. В сплаве 70 % NbC, 30 % Fe разрушающая трещина пересекает карбидные зерна и прослойки связки между зернами с резким изменением направления при переходе из зерна в связку и из связки в зерно. Излом имеет мелкую фасетку (рис. 3), соответствующую малой величине карбидного зерна в сплаве (в среднем около 3 мкм), что удлиняет путь разрушающий трещины и увеличивает работу разрушения (по сравнению со сплавом 70 % VC, 30 % Fe со средним размером фасетки 10–15 мкм).

Характер разрушения зерен – хрупкий, на более крупном зерне-агрегате обнаруживается резкая реечность, что свидетельствует о повышенной прочности карбида ниобия (в два раза выше, чем у карбида титана). Характер разрушения связки установить трудно, даже при большом увеличении. По резкому изменению хода трещины можно судить о несколько большей вязкости связки (феррита, легированного ниобием) по сравнению с ванадиевым ферритом. Огибания зерен трещиной не обнаружено, что является следствием хорошей смачиваемости (0º при 1550 ºС) карбида ниобия расплавом железа и меньшей растворимости карбида ниобия в железе (по сравнению с карбидом ванадия). В итоге сплав имеет самую высокую в данной группе прочность при изгибе (1050 МПа).

а) 

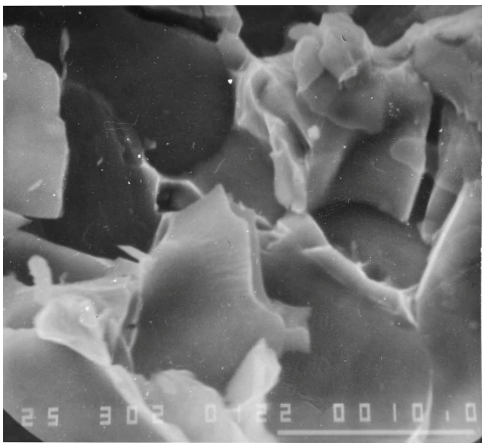
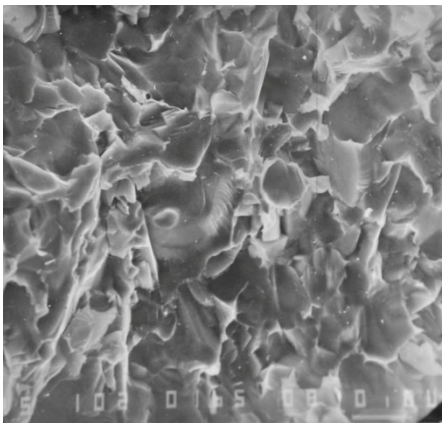
б) 

Рис. 2. Микрорельеф излома сплава 70 % VC – Fe:
а) общий вид, укрупненная фасетка хрупкого разрушения, ×1000;
б) ветвление разрушающей трещины в карбидных зернах, хрупкое разрушение участков связки, ×3000

а) 

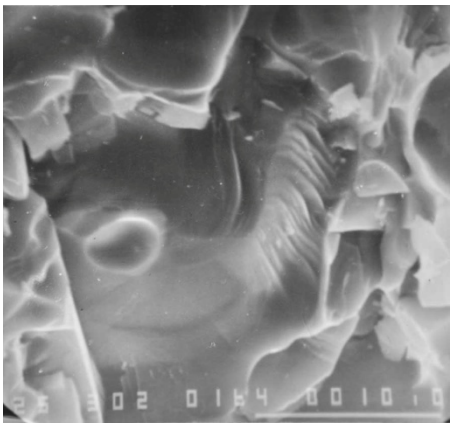
б) 

Рис. 3. Микрорельеф излома сплава 70 % NbC – Fe:
а) общий фид, мелкая фасетка хрупкого разрушения, ×1000;
б) хрукое разрушение карбидного зерна и участков связки, ×3000

4. В сплаве 70 % TaC, 30 % Fe разрушающая трещина пересекает крупные и мелкие зерна карбида тантала, с резким изменением направления пересекает прослойки и более крупные фрагменты связки.

Структура сплава и фасетки излома неравномерны, наряду с мелкими (размером 2–5 мкм) встречаются фасетки величиной до 15 мкм (рис. 4). Характер разрушения по зернам – хрупкий, с мелкой реечностью, по связке – с большой долей вязкости (чашечного вида). Причиной вязкости связки является меньшая растворимость карбида тантала в железе. Можно предположить более слабое взаимодействие карбида тантала с железом при спекании и связанную с этим неравномерную скорость перекристаллизации карбида тантала через железную связку, что объясняет разную величину карбидных зерен. В сплаве обнаружено частичное стекание связки в нижнюю часть образцов (предположительно из-за большой объемной доли связки в сплаве и меньшей смачиваемости железом карбида тантала). Несмотря на довольно высокую прочность карбида тантала (1800 МПа [2]), сплав имеет пониженную прочность при изгибе (730 МПа).

5. В сплаве 70 % Cr_3C_2, 30 % Fe разрушающая трещина пересекает весьма крупные зерна карбида M_7C_3 по поверхности, близкой к плоской, практически без изменения направления для разных зерен (рис. 5). Предельный карбид хрома Cr_3C_2 при спекании активно взаимодействует с железом с образованием сложного карбида типа M_7C_3, в итоге в сплаве практически исчезает железная (ферритная) связка и исходный карбид хрома, а сложный карбид разрастается в крупные (до 100 мкм) зерна, слабо связанные друг с другом [4]. Характер разрушения в целом для сплава – хрупкий, сильно отличающийся от предыдущих сплавов. В крупных зернах наблюдается стекловидная реечность. Редкие фрагменты связки и границы зерен не реагируют на прохождение трещины, не изменяют ее направление. Это является следствием чрезмерной активности карбида хрома при спекании с железной связкой. Идеальная смачиваемость в сочетании с высокой растворимостью карбида хрома в железе (близкие атомные радиусы железа и хрома), карбидное превращение с переходом значительной части железной связки в состав сложного карбида M_7C_3, склонного к разрастанию, приводят к возникновению грубой крупнозернистой структуры без вязких составляющих. Вид излома указывает на небольшую работу разрушения (хрупкость) и низкую прочность (240 МПа) сплава.

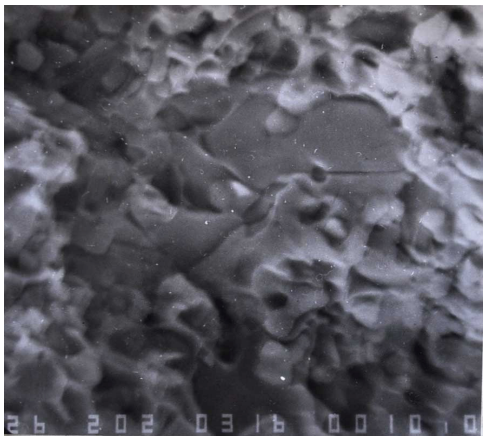


Рис. 4. Микрорельеф излома сплава 70 % TaC – Fe, ×2000

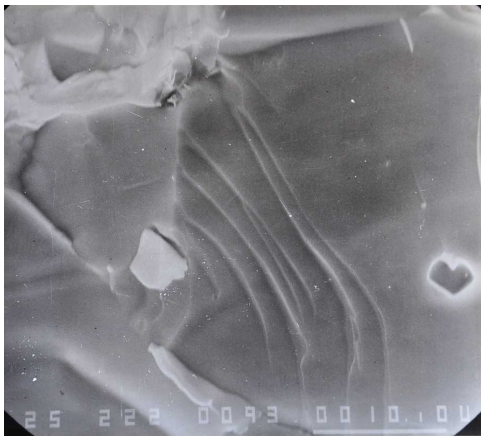


Рис. 5. Микрорельеф излома сплава 70 % Cr_3C_2 – Fe, ×2200

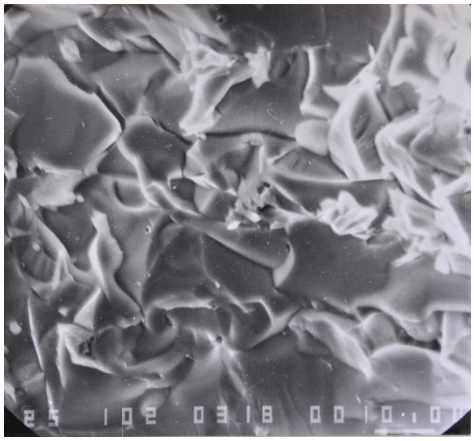


Рис. 6. Микрорельеф излома сплава 70 % Mo_2C – Fe, ×1000

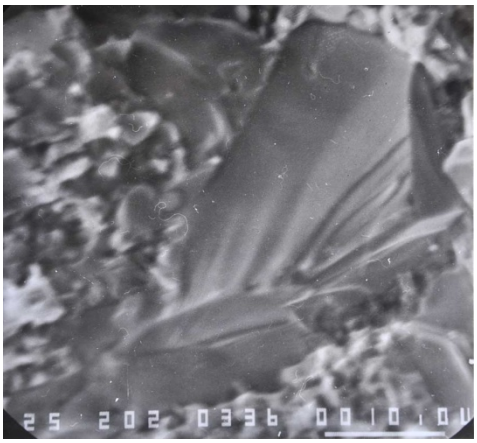


Рис. 7. Микрорельеф излома сплава 70 % WC – Fe, ×2000

6. В сплаве 70 % Mo_2C, 30 % Fe разрушающая трещина проходит по телу крупных зерен сложного карбида M_6C с изменением направления на границах зерен и в прослойках связки (рис. 6). Фасетка излома – крупная (10 мкм и более). Поверхность разрушения зерен – гладкая с ветвлением трещины и изменением направления в пределах границ зерен, что является признаком хрупкого, но повышенного (по сравнению с M_7C_3) сопротивления разрушению. Характер разрушения фрагментов связки – с признаками вязкости (чашевидная волнообразная фасетка) и сильного упрочнения, характерного для молибденовых сталей [6]. Межфазовые границы между зернами и связкой упрочнены: каждый переход границы приводит к значительному изменению направления развития трещины. Крупные зерна карбида M_6C – продукта взаимодействия исходного карбида молибдена с железом – явно снижают прочность сплава (390 МПа), так как карбидное превращение значительно уменьшает содержание в сплаве более прочной структурной составляющей (связки). Прочность сплава оказалась существенно ниже ожидаемой.

7. В сплаве 70 % WC, 30 % Fe разрушающая трещина проходит через тело мелких карбидов вольфрама и связки, оставляя характерный мелкоячеистый след, а также пересекает крупные зерна сложного карбида M_6C (рис. 7), который также является следствием карбидного превращения [4]. Характер разрушения зерен M_6C – хрупкий (вид – гладкий с глубокой рейкой, что свидетельствует о большей прочности карбидов M_6C с вольфрамом, чем карбидов M_6C с молибденом и карбидов M_7C_3 с хромом). Более мелкие зерна карбида вольфрама и упрочненная вольфрамом ферритовая связка совместно оказывают значительно большее сопротивление разрушению, о чем говорит извилистый ход разрушающий трещины. Явного разрушения по границам зерен не обнаружено, что подтверждает довольно сильное взаимодействие карбида вольфрама и железа (краевой угол смачиваемости $\theta=0^o$ при 1550 ºС [2]). Несмотря на очень высокую собственную прочность монокарбида вольфрама (от 2720 МПа при изгибе до 4000 МПа при сжатии [2]), прочность его спеченного сплава с железом (710 МПа) оказалась значительно ниже ожидания. Аналогичное явление резкого снижения прочности отмечается также при спекании классических твердых сплавов WC–Co: обезуглероживание приводит к образованию сложного карбида типа M_6C – $(W,Co)_6C$, которая считается технологическим браком (устраняется добавлением в порошковую смесь графитового порошка [5]). По нашей технологии добавление углерода не предусматривается, так как в качестве связки предполагается использование безуглеродистых сталей как наиболее теплостойких.

В заключение отметим: приведенный фрактографический анализ в сочетании с анализом структуры и превращений при спекании позволяет научно интерпретировать экспериментальные данные и количественный анализ прочности при изгибе твердых сплавов с железной связкой, выбрать вид структуры сплава для достижения высокой прочности при изгибе.

Литература

1. Яняк, С. В. Экспериментальная оценка свойств твердых сплавов с железной связкой / С. В. Яняк, Г. Ю. Пивень // Автоматизация и энергосбережение машиностроительного и металлургического производства: технология и надежность машин, приборов и оборудования : материалы XIII международной научно-технической конференции 27 марта 2018 г. – Вологда, 2018. – С. 281–284.
2. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие соединения. Справочник / Г. В. Самсонов, И. М. Виницкий. – Москва : Металлургия, 1976. – 560 с.
3. Яняк, С. В. Анализ прочности твердых сплавов с железной связкой / С. В. Яняк, Г. Ю. Пивень // Междисциплинарные исследования, современное состояние и перспективы развития : материалы XVI международной научно-практической конференции 27 апреля 2018 г. / «ИМПРУВ». – Екатеринбург, 2018. – С. 25–29.
4. Яняк, С. В. Анализ структуры спеченных твердых сплавов с железной связкой / С. В. Яняк, Г. Ю. Пивень // Механика, оборудование, материалы и технологии : сборник научных статей по материалам международной научно-практической конференции, посвященной 100-летию ФГБОУ ВО «Кубанский государственный технологический университет», Краснодар, 29–30 марта 2018 года. – Краснодар : ПринтТерра, 2018. – С. 273–282.
5. Третьяков, В. И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов / В. И. Третьяков. – Москва : Металлургия, 1976. – 528 с.
6. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – 5-е изд. – Москва : Металлургия, 1983. – 527 с.

S.V. Yanyak, I.I. Komissarova
Vologda State University

FRACTOGRAPHIC ANALYSIS OF HARD ALLOYS WITH IRON BINDING FAILURE SURFACES

Fractographic analysis of destruction surfaces after estimation of bend strength allowed us to determine general fragile nature of the destruction of alloys based on different carbides with an iron ligament. The nature of the destruction of carbide grains is fragile in all alloys, however, the work of destruction is different. The greatest work of destruction is determined for alloy based on Niobium carbide. The smallest work of destruction - at alloy based on chromium carbide. Viscous destruction on the iron ligament and the passage of the destructive crack on the borders of the grain was discovered at alloy based on titanium carbide. To increase the strength of the alloy based on titanium carbide, it is necessary due to the doping to achieve the hardening of the bundle, increase the strength of its boundaries with carbide and reduce the size of carbide grains.

The surface of the destruction, the fastess of the frame, carbide base, the iron bunch.