

УДК 669.14:621.762

К.О. Гогаєв, чл.–кор. НАН України, д.т.н. С.В. Ульшин, наук. сп.

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. Н. Францевича НАН України, м. Київ

СТРУМЕНЕВЕ ФОРМУВАННЯ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ

Приведены результаты исследований структурообразования и механических свойств инструментальных сталей X12, P2AM5Ф2НЮ и износостойкого чугуна типа ЗЧХ25, полученных струйным формованием (СФ) при распылении жидкого металла газом. Установлено, что при высоких скоростях затвердевания заготовок в процессе СФ изменяется не только тип структуры, но и класс материала, и, соответственно, значительно повышаются деформируемость, пластичность и механические свойства. Заготовки из износостойкого чугуна полученные СФ поддаются горячей деформации ковкой, штамповкой и прокаткой, при ступенях деформации до 25%.

The present paper studies structure and mechanical properties of tool steels X12 and P2AM5Ф2НЮ and cast iron ЗЧХ25 which was formed by spray process. It is shown that high speed solidification during spray process improve structure deformability and mechanical properties of samples. Cast iron ЗЧХ25 samples, which was formed by spray process, can be deformed by hot forging. Hot stamping and hot rolling with deformation ratio 25%.

Впливати на властивості сталей і сплавів в широкому діапазоні величин можна змінюючи їх фазовий стан і структуру підбором складу сплаву або шляхом застосування, або створення відповідної технології обробки.

Величезний інтерес в останні роки набувають технології одержання матеріалів нового класу на основі пересичених твердих розчинів з метастабільною структурою за рахунок впливу на формування первинних структур перегріву рідкого металу і застосування високих швидкостей охолодження при затвердінні і кристалізації [1, 2, 3]. В результаті чого такі важко деформівні матеріали, як швидкорізальні сталі і білі високолеговані зносостійкі чавуни набувають привабливих механічних властивостей. При цьому відбувається поєднання високої деформівності, міцності і ударної в'язкості при збереженні основних функціональних характеристик теплостійкості та зносостійкості на рівні традиційних технологій їх виготовлення [4, 5, 6].

Традиційні штампові і швидкорізальні сталі в литому стані мають незадовільну структуру за рахунок появи евтектики і відповідно пониженою пластичністю і погану деформуємість злитків [4, 5]. Внаслідок чого вихід годного металу на першій деформаційній переробці невеликий і можливості застосування економічних способів обробки тиском таких, як прокатка - обмежена.

В порошкових швидкорізальних сталях в порівнянні з литими практично відсутня карбідна неоднорідність, загальна і дендритна ліквіація. Вони мають рівноосну зеренну структуру, ізотропність властивостей і відповідно кращу пластичність і деформівність ніж литі.

Звичайно вибір легування інструментальних високоміцних сталей з високою працездатністю визначається перш за все карбідною неоднорідністю, твердістю в стані після гартування і відпуску, теплостійкістю, призначенням швидкорізальної сталі для конкретного інструменту в залежності від оброблюваного металу і причин виходу його з ладу.

Мета дослідження була показати можливість управління структуроутворенням та формування заданих властивостей високолегованих інструментальних сталей і сплавів з використанням високих швидкостей охолодження розплаву при струменевому формуванні (СФ) виливок.

Схема процесу розпилення струменевим формуванням приведена на рис. 1.

Струменеве формування об'єднує два процеса: розпилення рідкого металу газом і осадження струменю капель на підложку, де каплі в рідкому і твердо-рідкому стані знову з'єднуються в вигляді виливка з високою щільністю.

Для дослідження структури і властивостей інструментальних сталей одержаних способом СФ були виготовлені заготовки (випливи) з високолегованих доевтектичних штампових сталей призначених для глибокого об'ємного видавлювання типу X12 та швидкорізальної сталі типу P2AM5Ф2НЮ, а також евтектичний зносостійкий чавун легований хромом типу ЗЧХ25, з хімічним складом, приведеним в таблиці 1

Таблиця 1

Хімічний склад дослідних сплавів

Матеріал	Хімічний склад, % (мас.)									
	C	Cr	Mn	Si	W	Mo	V	Ni	Al	N ₂
X12	1,95	11,8	0,5	0,5	-	-	-	-	-	-
ЗЧХ25	2,52	25,1	1,15	1,9	-	-	-	-	-	-
P2AM5Ф2НЮ	1,1	3,5	0,37	0,17	2,0	4,5	2,0	1,5	1,5	0,08

Основною карбідною фазою сплавів системи легування Fe-Cr-C являється карбід типу $(Fe, Cr)_7C_3$ (M_7C_3), а системи легування Fe-Cr-W-Mo-V-Ni-Al-C являються карбіди типу: M_6C , M_2C , $M_{23}C_6$, MC .

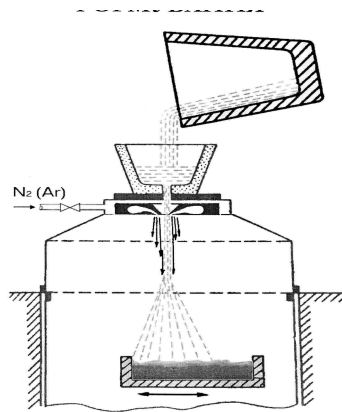


Рис. 1. Схема струменевого формування

Плавку металу проводили в індукційній печі. Температуру рідкої сталі в печі доводили до 1620-1650 °С. Робили витримку 15-20 хвилин. Знижували температуру до перегріву над температурою ліквідус на 150 °С і переливали в підігрітій до температури 700-800 °С металоприймач, футерований шамотним тиглем з отвором у дні (у формі лійки). В отвір лійки (тигля) вставляли кварцеву трубочку з внутрішнім діаметром ~ 6 мм для зливу металу в форсунку. Для розпилення використовували газоподібний азот. Тиск газу (азоту) в форсунці розпилення установлювали на рівні 0,5÷0,8 МПа. Термін розпилення 20 кг металу складав близько 50-60 с.

Осадження струменя розпиленого металу проводили на нерухому або рухому підложку (кристалізатор) покрити захисним шаром. Зворотно-поступальний рух підкладки забезпечував спеціальний пристрій. Задана швидкість механізму привода (кристалізатора) підложки забезпечує необхідну і рівномірну товщину осадженого шару. Температура заготовки (осадка) знаходиться весь час в інтервалі 1000-1230 °С, що забезпечує процес спікання капель-порошок і одержання матеріалу заготовки з щільністю 96-98 %. Вага дослідних заготовок отриманих струменевим формуванням складала 6-9 кг.

Завдяки великій швидкості охолодження струменя капель рідкого металу при СФ ~ 10⁴ – 10⁶ °С/с при затвердінні в виливках із інструментальних сталей [1, 2, 3, 5, 6] була одержана дрібнозерниста метастабільна первинна структура з рівновісними зернами розміром до 5 – 8 мкм і рівномірно розподіленими в усьому об'ємі карбідами розміром до 0,5 – 1,5 мкм близька до структури, що одержують способом порошкової металургії.

Для підготовки матеріалів під механічну і термічну обробку проводили перекристалізаційний відпал заготовок по режиму: нагрів до температури 850 °С з 2-х годинною витримкою, охолодження зі швидкістю 50 °С / година до 720 °С, ізотермічна витримка при цій температурі 2 години, охолодження до 650 °С зі швидкістю 50 °С / година, охолодження з піччю. Після відпалу з заготовки вирізували темплети розмірами 14x26x100 мм.

Прокатку темплетів здійснювали на прокатному стані ДУО-200 зі швидкістю 0,3 м/с, нагрівання під прокатку робили в трубчастій печі СУОЛ по 2 режимам: з повною фазовою перекристалізацією – режим I при температурі T = 1100-1150 °С, - режим II, T = 750-800 °С. При цьому ступінь деформації за прохід варіювався від 10 % до 25 % [5].

Контроль за температурою здійснювали хромель-алюмелевою термопарою, що приварювали до кінця темплета. Темплет поміщали в алундову трубу. Після нагрівання до заданої температури алундову трубу разом з темплетом (для зниження переохолодження поверхні темплета) перенесли до валків лабораторного стану ДУО-200, де його швидко витягували з алундової труби безпосередньо у валки прокатного стану. Температура поверхні темплета при переносі його в алундовій трубі з печі до валків прокатного стану знижувалася приблизно на 15-20 °С.

По розробленим режимам прокатки темплети товщиною 16 мм були прокатані в стрічку товщиною 2 і 6 мм для виготовлення зразків під механічні випробування.

В ГОСТ 5950-73 для інструментальних легованих сталей і ГОСТ 19265-73 для швидкорізальних сталей, що ввійшли в стандарт СЕВ 3895-82, передбачені тільки нормовані механічні властивості: твердість в стані поставки (НВ) і твердість в стані після термічної обробки (HRC). Механічні властивості такі як: міцність на розтягування, межа плинності, відносне подовження відносне звузування, ударна в'язкість – факультативні, тобто є ненормованими і визначаються лише по вимозі замовника.

Як відомо з теорії легування А.П. Гуляєва, Л.С. Кремньова, Ю.А. Геллера, Л.О. Позняка і інших [7 - 12] працездатність і теплостійкість інструментальних сталей залежить перш за все від рівня легування твердого розчину, який задається температурою при гартуванні і залежить від вимог пред'являємих до інструменту.

Для важко навантаженого штампового інструменту холодного деформування, що працює в умовах підвищеного розігріву, необхідно мати і високу міцність, і високу теплостійкість. В практиці термообробки звичайно назначають режими гартування на максимальну міцність (твердість), або на максимальну теплостійкість. Але в довідниках практично немає даних по впливу на факультативні механічні властивості інструментальних сталей режимів гартування на міцність і теплостійкість.

Тому для високо хромистих сталі X12 і зносостійкого чавуну ЗЧХ25 оптимальні режими термічної обробки вибирали з розрахунку, щоб твердість після гартування і відпуску була не менша за 58 HRC [7, 8]. Для цього нами були визначені оптимальні температури гартування і відпуску на сплавах X12 і ЗЧХ25: на максимальну твердість (міцність) – T_г=980°C, T_в=300°C 2 год. і на максимальну теплостійкість - T_г=1040°C, T_в=520°C 2 год.

Для швидкорізальної сталі P2AM5Ф2НЮ температури гартування і відпуску: на максимальну міцність – $T_r=1170^{\circ}\text{C}$, $T_b=560^{\circ}\text{C}$, по 1 год. 3 рази, на максимальну теплостійкість - $T_r=1190^{\circ}\text{C}$, $T_b=560^{\circ}\text{C}$, по 1 год. 3 рази [3].

Дослідження структури проводили на металографічному мікроскопі МІМ-10У. Забір твердості проводився по методу Роквелла на приборі типу ТК-2 (ГОСТ 9013- 73)

Дослідження на міцність при статичному згині проводили при кімнатній температурі на універсальній машині для механічних випробувань виробництва НДКІМП тип 12314-10 оснащеної системою навантажень по заданій програмі. Визначення міцності при статичному згині проводили в відповідності з ГОСТ 18228-72, на зразках без надрізу з розмірами 6,0 x 6,0 x 60 мм. Відстань між опорами 40 мм.

Визначення ударної в'язкості при кімнатній температурі проводили на зразках тип 1 ГОСТ 9454-78 (10x10x55 мм без надрізу) на автоматизованому копрі типу МК-30.

На рис. 2, рис. 3 і рис. 4 приведені структури дослідних сплавів X12, 3ЧХ25, і P2AM5Ф2НЮ в литому стані і одержаних струменевим формуванням (СФ). В литому стані сталь X12 має доевтектичну структуру. На рис. 2 а видно крупні дендрити і карбідну евтектику по межах дендритів. Після СФ (рис 2 б) структура дрібнозерниста з рівновісними зернами і розірваною сіткою окремих карбідів по межах цих зерен.

На рис. 3 а, б і в показана мікроструктура зносостійкого високолегованого хромом білого чавуну 3ЧХ25. В литому стані в основному переважає евтектика, але в деяких ділянках структури спостерігаються первинні карбіди гексагонального виду типу Cr_7C_3 . В литому стані чавун 3ЧХ25 деформації не підлягає, при всіх температурах деформації аж до температури плавлення 1200°C руйнується крихко.

Після СФ в структурі первинних карбідів не спостерігається рис. 3 б. Мікроструктура представлена рівновісними зернами з виродженою (аномальною) евтектикою по межах зерен.

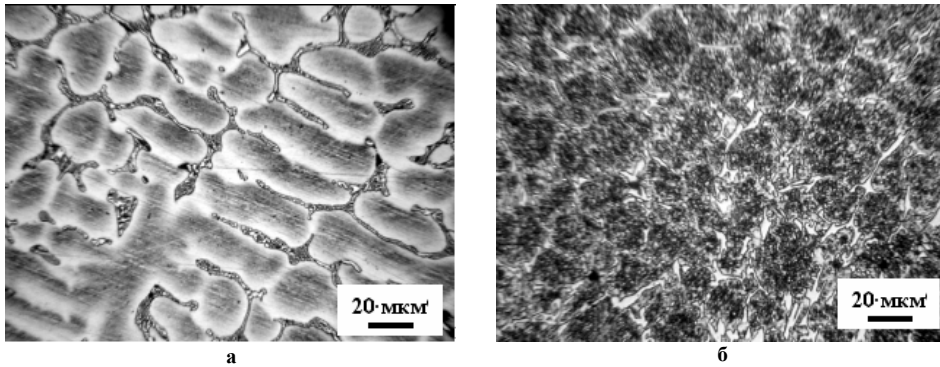


Рис. 2. Мікрофотографії структур сталі X12 : а – в литому стані доевтектична структура, ; б – в стані після струменевого формування (СФ)

На рис. 4 а і б приведені фотографії мікроструктур швидкорізальної сталі P2AM5Ф2НЮ відповідно після лиття і після СФ. Мікроструктура швидкорізальної сталі P2AM5Ф2НЮ в литому стані представляє собою доевтектичний чавун з крупними дендритами і карбідною евтектикою по межах дендритів.

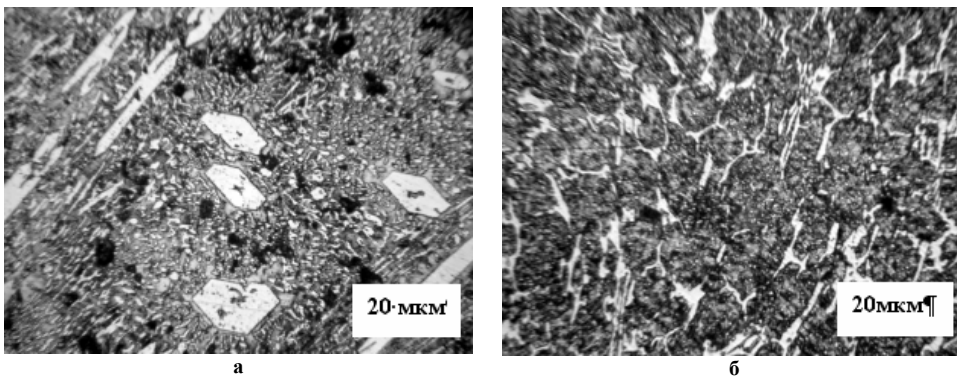


Рис. 3. Мікрофотографії структур 3ЧХ25: а – в литому стані заевтектична структура, б – структура після струменевого формування (СФ)

Після СФ мікроструктура швидкорізальної сталі P2AM5Ф2НЮ, що показана на рис. 4 б має дрібну зернисту структуру з рівномірно розподіленими в усьому об'ємі дрібними карбідами.

З розгляду приведених мікроструктур на рис. 2, рис. 3 і рис. 4 видно, що після СФ в первинній структурі сталей і чавуну різко міняється кількість евтектики. Структура евтектичного зносостійкого чавуну після СФ переходить в до евтектичну з розірваною сіткою по межах зерен (рис. 3), а до евтектична швидкорізальна сталь переходить в дрібнозернисту заевтектоїдну (рис. 4). Фактично без зміни хімічного складу висока швидкість затвердіння при СФ міняє не тільки тип структури, а міняє і клас матеріалу. Тож слід очікувати і зміну їх технологічних і механічних властивостей.

Мікроструктура чавуну ЗЧХ25 в порівнянні із сталями Х12 і Р2АМ5Ф2НЮ відрізняється більшим об'ємом структурно-вільних карбідів евтектичного походження, рівномірно розподілених в матричній основі.

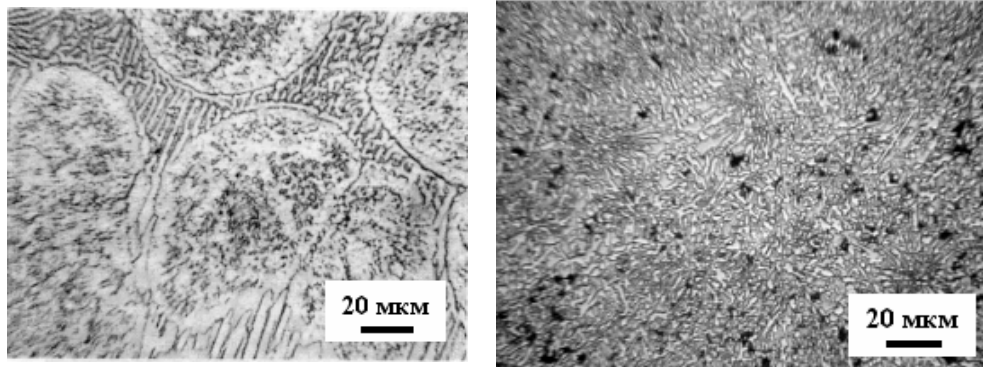


Рис. 4. Мікрофотографії структур сталі Р2АМ5Ф2НЮ: а – в литому стані ; б – після струменевого формування

В таблицях 2 – 3 приводимо результати дослідження основних механічних властивостей сталей і чавунів Х12, ЗЧХ25 і Р2АМ5Ф2НЮ після СФ, прокатування і різних режимів термічної обробки: твердість HRC; межа плинності при згині, σ_p , МПа; ударна в'язкість, КС, Дж/см²; теплостійкість, °С (58 HRC). Загальна ступінь деформації при прокатуванні становила 25 %.

Із аналізу результатів приведених в таблиці 2 і таблиці 3 видно вплив ступеню легованості на механічні властивості дослідних сплавів.

Збільшення легованості в системі легування Fe-Cr-C хромом з 12 до 25% після гартування на первинну твердість від температури 980°С приводить до підвищення твердості від 64 HRC (Х12) до 68 HRC (ЗЧХ25) в основному за рахунок збільшення карбідної фази М₇С₃ від 12-16% до 28-30% відповідно. Відпуск при 300°С терміном 2 години, як в сталі Х12 так і чавуну ЗЧХ25, знижує твердість до 58-60 HRC, яка очевидно залежить від легованості матриці.

Слід відмітити, що твердість HRC при гартуванні і відпуску не залежить від технології одержання зразків, чи то є СФ чи - СФ + прокат. Але прокатка зразків після СФ значно в 2-3 рази підвищує міцність при згині і від 7 до 10 раз ударну в'язкість, як в сталі Х12 так і в чавуні ЗЧХ25.

Таблиця 2

Механічні властивості сталей Х12, Р2АМ5Ф2НЮ і зносостійкого чавуну ЗЧХ25 після звичайного СФ і прокатки при гартуванні на максимальну міцність

Марка сталі	Технологія	Температ. гартування і відпуску, °С	Твердість HRC після гартування	Твердість HRC після відпуску	Межа плинності при згині, σ_p , МПа	Ударна в'язкість, КС, Дж/см ²	Теплостійкість, °С (58 HRC)
Х12	СФ	980	64, 64	59, 60	760	2,5-2,9	300
	СФ+прокат	300	64, 64	58, 60	1956	24,1-24,9	
ЗЧХ25	СФ	980	66, 67	59, 61	434	2,2-2,4	300
	СФ+прокат	300	67, 68	60, 61	981	13,8-14,5	
Р2АМ5Ф2НЮ	СФ	1170	57, 58	62, 64	2150	18,1-19,9	610
	СФ+прокат	560, 1г x 3р	57, 58	63, 64	4500	76,8-83,5	

Таблиця 3

Механічні властивості сталей Х12, Р2АМ5Ф2НЮ і зносостійкого чавуну ЗЧХ25 після звичайного СФ і прокатки при гартуванні на максимальну теплостійкість

Марка сталі	Технологія	Температ. гартування і відпуску, °С	Твердість HRC після гартування	Твердість HRC після відпуску	Межа плинності при згині, σ_p , МПа	Ударна в'язкість, КС, Дж/см ²	Теплостійкість, °С (58 HRC)
Х12	СФ	1040	62,63	58, 59	813	2,3-2,5	520
	СФ+прокат	520	62, 63	58, 58	1834	19,8 21,5	
ЗЧХ25	СФ	1040	62, 63	58, 59	378	1,4-1,76	520
	СФ+прокат	520	62, 63	58, 59	1100	11,7-13,1	
Р2АМ5Ф2НЮ	СФ	1190	56, 57	63, 65	2120	18,1-18,7	620
	СФ+прокат	560, 1г x 3р	56,57	64, 65	3810	56,8- 64,2	

Максимальна міцність на згин сталі P2AM5Ф2НЮ досягається при гартуванні з температури 1170⁰С $\sigma_{02} = 4449$ МПа, ударна в'язкість 83,5 Дж/см². При гартуванні з температури 1190⁰С ми одержуємо більш легований аустеніт при цьому зростає теплостійкість від 610⁰С до 620⁰С, але зменшуються: $\sigma_{02} = 3810$ МПа і ударна в'язкість 56,8 Дж/см². Очевидно, що міцність і ударна в'язкість в більшій мірі залежить від розміру зерна аустеніту, ніж від твердості після гартування [3].

Таким чином, якість інструментальних сталей багато в чому залежить від комплексу фізико-механічних і технологічних властивостей, що визначаються як хімічним складом, так і технологічними особливостями їхнього виготовлення.

Висновки

1. Показано, що висока швидкість затвердіння при СФ міняє не просто тип структури, а міняє і клас матеріалу і, відповідно, зміну їх деформівності, плинності та механічних властивостей. Одержані способом СФ виливки з не деформівних в звичайному литому стані чавуну ЗЧХ25 піддаються деформуванню гарячою ковкою, штамповою і прокаткою.

2. Розроблені режими прокатки, які дозволяють прокатувати заготовки із високолегованих доевтектичних сталей та чавунів при ступенях деформації до 25 % в кожному проході.

3. Показано, що на рівень механічних властивостей дослідних сталей, таких, як: межа плинності при згині і твердість, великий вплив робить не тільки первинна структура і комплексне легування, а і технологія зміцнення звичайною термічною обробкою.

Список літератури

1. В.И.Ульшин, К.Л.Позняк. Получение высокоплотных порошковых заготовок из легированных сталей методом струйного формования, Порошковая металлургия, 1996г., № 9/10, с. 9-13;
2. Л.А.Позняк, В.И.Ульшин, С.В.Тихомиров. Некоторые закономерности фазовых и структурных изменений в легированных порошковых сталях, полученных струйным формованием. // Сб. докладов Международного симпозиума «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов в машиностроении», Часть I, сентябрь 10-14, 2001г., Харьков, с. 98-102;
3. Ульшин В.И., Тихомиров С.В., Сидорчук О.М., Ульшин С.В. Швидкорізнальна сталь. Патент на винахід №77729 С22С 38/22 Бюл. №15.01.2007.
4. Таран Ю.Н., Мазур В.И. Структура эвтектических сплавов, М.: Металлургия, 1978г., с. 310;
5. Гогаев К.А., Ульшин В.И. Определение температурного интервала деформирования порошковых инструментальных сталей // Порошковая металлургия, 2004г., № 11-12;
6. Ульшин В.И., Воропас В.С., Лук'янчук В.В., Локтионов В.А. Перспективы использования струйного формования для получения деформируемых высококачественных заготовок износостойких высоколегированных чугунов. Литье-2007: Тез. докл. - Киев: Редакция журнала „Процессы литья“ при участии МП „Информлитъ“, 2007. с.18.
7. Гуляев А.П. Теория предельного легирования // МиТОМ, №8, 1965г., с. 20-25;
8. Кремнев Л.С., Бростром В.А. Теплостойкость инструментальных сталей и сплавов // МиТОМ, № 3, 1973г., с. 46-51;
9. Попандопуло А.Н., Ко Мен Чхор, Цветова Н.Б., Смирнов А.А. Состав твердого раствора и свойства порошковых быстрорежущих сталей // ПМ, № 4 - 1989г., с. 52-54;
10. Купалова И.К., Земской С.В. Диффузия углерода в феррите быстрорежущей стали // МиТОМ, № 3, 1973г., с. 52-54;
11. Геллер Ю.А. Инструментальные стали, М.: Металлургия, 1984г., с.526;
12. Позняк Л.А. Инструментальные стали, Киев, «Наукова думка», 1996г.;