

**UTICAJ SADRŽAJA VANADIJUMA I BRZINE
HLADENJA NA STEREOLOŠKE PARAMETRE FAZA U
STRUKTURI Fe-C-Cr-V LEGURA**

**INFLUENCE OF VANADIUM CONTENT AND COLLING
RATE ON THE STEREOLOGICAL PARAMETERS
OF PHASES IN THE STRUCTURE OF Fe-C-Cr-V ALLOYS**

MIRJANA FILIPOVIĆ

Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd

Primljeno: 20. 05. 2004.

IZVOD

U ovom radu ispitivan je uticaj sadržaja vanadijuma i brzine hlađenja na stereološke parametre faza prisutnih u strukturi Fe-C-Cr-V legura.

Eksperimentalni rezultati pokazuju da vanadijum, kao i brzina hlađenja, utiču na tok kristalizacije Fe-C-Cr-V legura. Promene zapreminskog udela, veličine i morfologije faza prisutnih u strukturi Fe-C-Cr-V legura, ukazuju da sa povećanjem sadržaja vanadijuma sastav legure se približava eutektičkom u četvorokomponentnom Fe-C-Cr-V sistemu, što utiče na smanjenje temperaturnog intervala očvršćavanja.

Ključne reči: sadržaj vanadijuma, brzina hlađenja, zapreminski udeo faza, širina dendritnih grana, veličina karbida, srednji slobodni put, faktor oblika

ABSTRACT

In this paper, the influence of vanadium content and cooling rate on the stereological parameters of phases present in the structure of Fe-C-Cr-V alloys.

Experimental results indicate that both vanadium content and cooling rate affects the crystallization process in Fe-C-Cr-V alloys. The changes in the volume fraction, size and morphology of the present phases in the structure of Fe-C-Cr-V alloys, suggest that with increased vanadium content, the alloy composition approaches the eutectic composition in the fourcomponent Fe-C-Cr-V system, causing a decrease of the solidification temperature interval.

Key words: vanadium content, cooling rate, volume fraction of phases, dendrite arms specing, size of carbides, mean free path, form factor

UVOD

Visokohromna bela gvožđa spadaju u grupu materijala otpornih na habanje i imaju široko polje primene. U zavisnosti od uslova primene koriste se legure Fe-C-Cr sa različitim sadržajem hroma od 10-35% i ugljenika od 1,5-3,5%. Mikrostrukturu u livenom stanju, u zavisnosti od položaja legure u Fe-C-Cr sistemu, čine primarni dendriti austenita, koji može biti delimično ili potpuno transformisan (hipoeutektičke legure) ili heksagonalni primarni karbidi tipa M_7C_3 (hipereutektičke legure) i eutektikum γ -Fe- M_7C_3 . Najčešće korišćena gvožđa su hipoeutektička sa sadržajem hroma od 18-22% [1-4].

Osnovni problem u izradi ovih legura je kako pored visoke otpornosti prema habanju abrazijom, svojstvene belim gvoždima, obezbediti istovremeno i visoku otpornost na udar. Dugo godina je rešenje traženo u postizanju željene strukture metalne osnove. Uglavnom se smatra [4-8] da osnova mora biti potpuno martenzitna, što se kod ovih legura postiže visokotemperaturnom termičkom obradom. Usled toga, istraživanja su išla u pravcu izučavanja uticaja legirajućih elemenata, molibdena, mangana, nikla i bakra, pojedinačno ili u kombinaciji, na kaljivost austenita, odnosno na tip i kinetiku transformacije [2,4,6,7]. Međutim, tehnološki problemi obrade, posebno kod često složenih konfiguracija odlivaka, uslovili su potrebu traženja drugih rešenja. Poslednjih godina istraživanja su krenula u pravcu izučavanja mogućnosti promene stereoloških parametara karbida, legiranjem izrazito karbidizirajućim elementima, kao što su volfram, niobium, vanadijum i titan [9-20], međutim, često sa pragmatičnim pristupom, tako da su saznanja na fundamentalnom nivou u velikoj meri oskudna.

Vanadijum kao legirajući element je interesantan, jer postoje podaci o njegovom dvostrukom uticaju, kako na stabilnost austenita, tako i na stereološke karakteristike faza prisutnih u strukturi. Dok je uticaj na mikrostrukturu osnove delimično objašnjen preko uticaja na faktore koji kontrolišu stabilnost austenita [9,14], o uticaju na zapreminski udeo, veličinu, morfologiju i raspodelu M_7C_3 karbida [11,12] mišljenja su podeljena, a objašnjenja praktično nema.

U ovom radu ispitan je uticaj vanadijuma, kao i brzine hlađenja na stereološke parametre faza prisutnih u strukturi Fe-C-Cr-V legura.

EKSPERIMENTALNI DEO

Osnovna legura, koja sadrži: 2,89%C, 19,03%Cr, 0,48%Mo, 0,99%Cu, 0,85%Si i 0,71%Mn (legura 1), legirana je sa različitim sadržajem vanadijuma: 0,12% (legura 2), 0,49% (legura 3), 1,19% (legura 4), 2,02% (legura 5), 3,28% (legura 6) i 4,73% (legura 7). Ispitivane legure dobijene su topljenjem materijala u srednje frekventnoj indukcionoj peći kapaciteta 100kg. Uzorci za

ispitivanje, šipke prečnika 10, 20 i 30 mm i dužine 200 mm, liveni su u pešćane kalupe izrađene po CO₂-postupku.

Uzorci za ispitivanje, dobijeni sečenjem šipki prečnika 10, 20 i 30 mm, pripremljeni su standardnom metalografskom metodom. Za otkrivanje strukture korišćen je rastvor pikrinske kiseline (1 g) u metil alkoholu (100 ml) uz dodatak 5 ml koncentrovane hlorovodonične kiseline. Za selektivno nagrizanje karbida korišćen je rastvor koji sadrži: 4g NaOH + 10g KMnO₄ + 85 ml destilovane H₂O. Ovaj rastvor boji M₇C₃ karbide tamnosmeđe, a VC ostaje beo.

Zapreminski udeo faza, širina dendritnih grana austenita, veličina, oblik i raspodela karbida prisutnih u strukturi ispitivanih legura određeni su postupkom poluautomatske analize slike na uređaju MOP-Videoplan. Broj merenja, odnosno broj vidnih polja je definisan, za dopušteno odstupanje ocene od stvarne vrednosti preseka populacije od 10%, korišćenjem jednačine [21,22]:

$$n = (20\sigma_x/x)^2$$

gde je: σ_x -standardna devijacija, a x -srednja aritmetička vrednost. Vrednosti parametara σ_x i x su izračunate na osnovu analize manjeg broja vidnih polja korišćenjem relacije:

$$\sigma_x = [1 / (n-1) \sum (x_i-x)^2]^{1/2}$$

$$x = 1/n \sum x_i$$

Zapreminski udeo, V_v , primarnog austenita i eutektičkog M₇C₃-karbida određen je linearnom metodom. Analizirano je 200 vidnih polja pri povećanju 200x, na poprečnom preseku uzorka. Udeo V₆C₅-karbida je određen planimetrijskom metodom merenjem površine čestica na 500 vidnih polja pri povećanju 750x. Količina eutektičkog austenita je izračunata iz razlike do 100%.

Širina dendritnih grana, d , i veličina M₇C₃-karbida, L_3 , su mereni linearnom metodom, pri povećanju 500x, na poprečnom preseku uzorka. Analizirano je 500 čestica.

Na selektivno nagriženim uzorcima, planimetrijskom metodom mereni su perimetar, L_p , i površina, A , eutektičkog M₇C₃-karbida pri povećanju 500x, odnosno V₆C₅-karbida pri povećanju 750x. Analizirano je 2000 karbida M₇C₃, odnosno 500 karbida V₆C₅, na poprečnom preseku uzorka. Korišćenjem jednačine [23]:

$$\Phi = 4\pi A / L_p^2$$

izračunat je faktor oblika kojim je kvantitativno opisan oblik preseka karbida prisutnih u strukturi, a iz relacije [24]:

$$\lambda = L_3 (1-V_v) / V_v$$

određen je srednji slobodni put kojim je definisana raspodela karbida u prostoru.

REZULTATI I DISKUSIJA

Mikrostrukturu ispitivanih legura čine primarni dendriti austenita i M_7C_3 - γ eutektikum, sl. 3. Osim toga, u strukturi Fe-C-Cr-V legura prisutan je i V_6C_5 karbid [20].

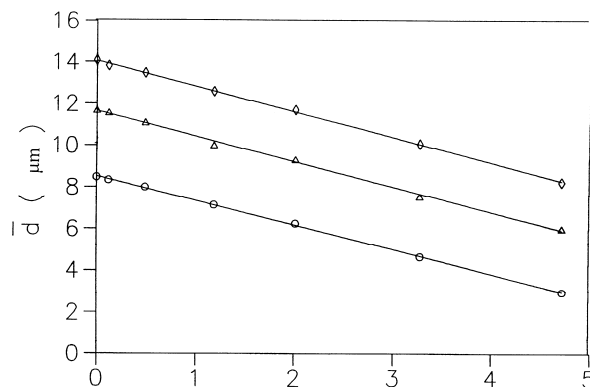
Tabela 1 – Zapreminski udeo faza u strukturi ispitanih legura u funkciji brzine hlađenja

Table 1- Volume fraction of phases in the structure of examined alloys as a function of cooling rate

Oznaka legure	Zapreminski udeo, vol. %											
	$V_h = 1\text{ }^\circ\text{C/s}$				$V_h = 2\text{ }^\circ\text{C/s}$				$V_h = 3.5\text{ }^\circ\text{C/s}$			
	PA*	eutektikum		V_6C_5	PA	Eutektikum		V_6C_5	PA	eutektikum		V_6C_5
		M_7C_3	EA*			M_7C_3	EA*			M_7C_3	EA*	
1	50,83	30,97	18,20	-	47,74	32,70	19,56	-	45,01	33,98	21,01	-
2	50,82	30,89	18,29	NA*	47,03	33,15	19,82	NA	44,68	34,13	31,19	NA
3	49,41	31,21	18,55	0,83	46,35	33,26	19,91	0,48	44,02	34,37	21,26	0,35
4	47,48	31,96	18,98	1,58	44,90	33,81	20,31	0,98	42,41	35,18	21,63	0,78
5	45,76	32,82	19,11	2,31	42,64	34,86	20,87	1,63	40,07	36,14	22,38	1,41
6	42,09	34,31	20,48	3,12	39,56	36,18	21,64	2,62	37,19	37,36	23,16	2,29
7	39,15	35,47	21,11	4,27	36,07	37,62	22,53	3,78	33,73	38,92	24,08	3,27

*PA – primarni austenit; EA – eutektički austenit; NA – nije analizirano

Zapreminski udeo prisutnih faza u mikrostrukturi ispitivanih legura, za različite brzine hlađenja u toku očvršćavanja, prikazan je u tabeli 1. Sa povećanjem sadržaja vanadijuma u visokohromnom belom gvožđu udeo primarnog austenita se smanjuje, a udeo eutektičkog M_7C_3 i vanadijumovog V_6C_5 karbida se povećava. Sa porastom brzine hlađenja udeo primarnog austenita u strukturi ispitivanih legura se smanjuje, a udeo eutektičkog karbida povećava. Količina V_6C_5 karbida se smanjuje sa povećanjem brzine hlađenja, tabela 1.



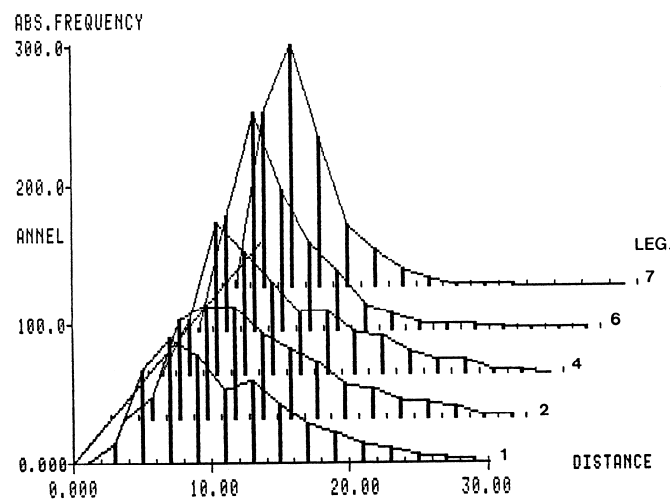
Slika 1 – Zavisnost širine dendritnih grana od sadržaja vanadijuma u leguri i brzine hlađenja (◇-◇ - $V_h = 1\text{ }^\circ\text{C/s}$, Δ-Δ - $V_h = 2\text{ }^\circ\text{C/s}$, ○-○ - $V_h = 3,5\text{ }^\circ\text{C/s}$)

Figure 1 – Dendrite arms spacing as a function of vanadium content in the alloy and cooling rate (◇-◇ - $V_h = 1\text{ }^\circ\text{C/s}$, Δ-Δ - $V_h = 2\text{ }^\circ\text{C/s}$, ○-○ - $V_h = 3,5\text{ }^\circ\text{C/s}$)

Širina dendritnih grana primarnih kristala određena je kao merilo finoće i osnova za poređenje uticaja vanadijuma i brzine hlađenja na finoću strukture Fe-C-Cr-V legura. Osim toga, korišćenjem jednačine [25-27]:

$$d = B(V_h)^{-n}$$

gde je: d – širina dendritnih grana, μm , V_h – brzina hlađenja, $^{\circ}\text{C/s}$, B i n – koeficijent, moguće je računski odrediti brzinu hlađenja.



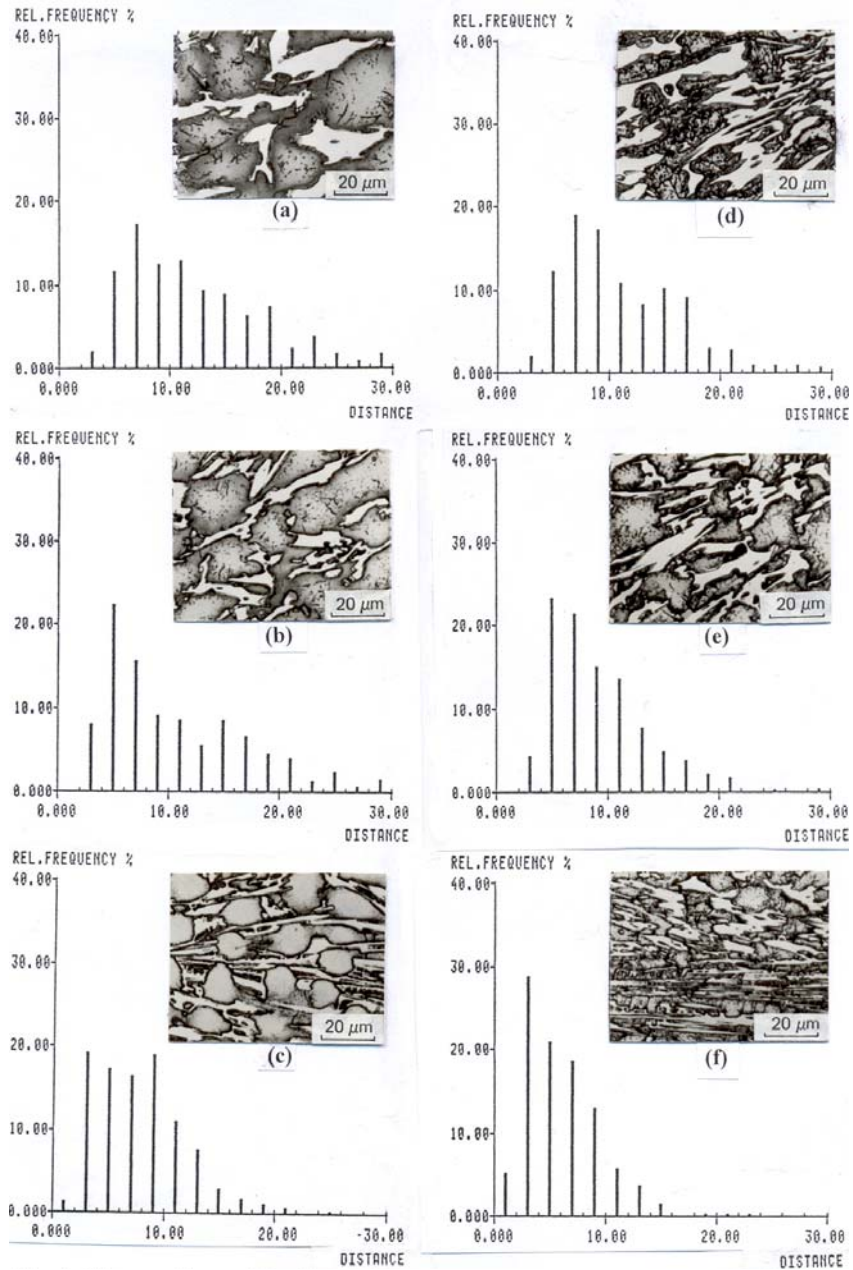
Slika 2 – Histogrami raspodele širine dendritnih grana u zavisnosti od sadržaja vanadijuma u leguri, $V_h = 2^{\circ}\text{C/s}$

Figure 2 – Distribution histograms of dendrite arms spacing as a function of vanadium content in the alloy, $V_h = 2^{\circ}\text{C/s}$

Prema literaturnim podacima [27] koeficijent B koji zavisi od sastava legure kreće se u granicama 14,6–30,2 za legure sa visokim sadržajem hroma. Za ispitivane Fe-C-Cr-V legure usvojena je vrednost $B=14,6$. Vrednosti koeficijenta n su u intervalu $1/2$ - $1/3$, a za ovu vrstu legura preporučuje se [25, 26] vrednost $n = 1/3$.

Rezultati dobijeni merenjem širine dendritnih grana u legurama sa različitim sadržajem vanadijuma, a za različite brzine hlađenja su prikazani na slici 1. Sa porastom brzine hlađenja, kao i sa povećanjem sadržaja vanadijuma u leguri, širina dendritnih grana se smanjuje.

Na slici 2 dati su histogrami raspodele dužine odsečaka dendritnih grana po klasama za legure sa različitim sadržajem vanadijuma. Jasno se vidi da se sa porastom sadržaja vanadijuma u leguri rasipanje vrednosti veličine dendrita smanjuje.



Slika 3 - Histogrami raspodele širine dendritnih grana u zavisnosti od brzine hlađenja, legura 3: (a) $V_h = 1^\circ\text{C/s}$, (b) $V_h = 2^\circ\text{C/s}$, (c) $V_h = 3,5^\circ\text{C/s}$ i legura 5: (d) $V_h = 1^\circ\text{C/s}$, (e) $V_h = 2^\circ\text{C/s}$, (f) $V_h = 3,5^\circ\text{C/s}$

Figure 3 – Distribution histograms of dendrite arms spacing as a function of the cooling rate, alloy 3: (a) $V_h = 1^\circ\text{C/s}$, (b) $V_h = 2^\circ\text{C/s}$, (c) $V_h = 3,5^\circ\text{C/s}$ and alloy 5: (d) $V_h = 1^\circ\text{C/s}$, (e) $V_h = 2^\circ\text{C/s}$, (f) $V_h = 3,5^\circ\text{C/s}$

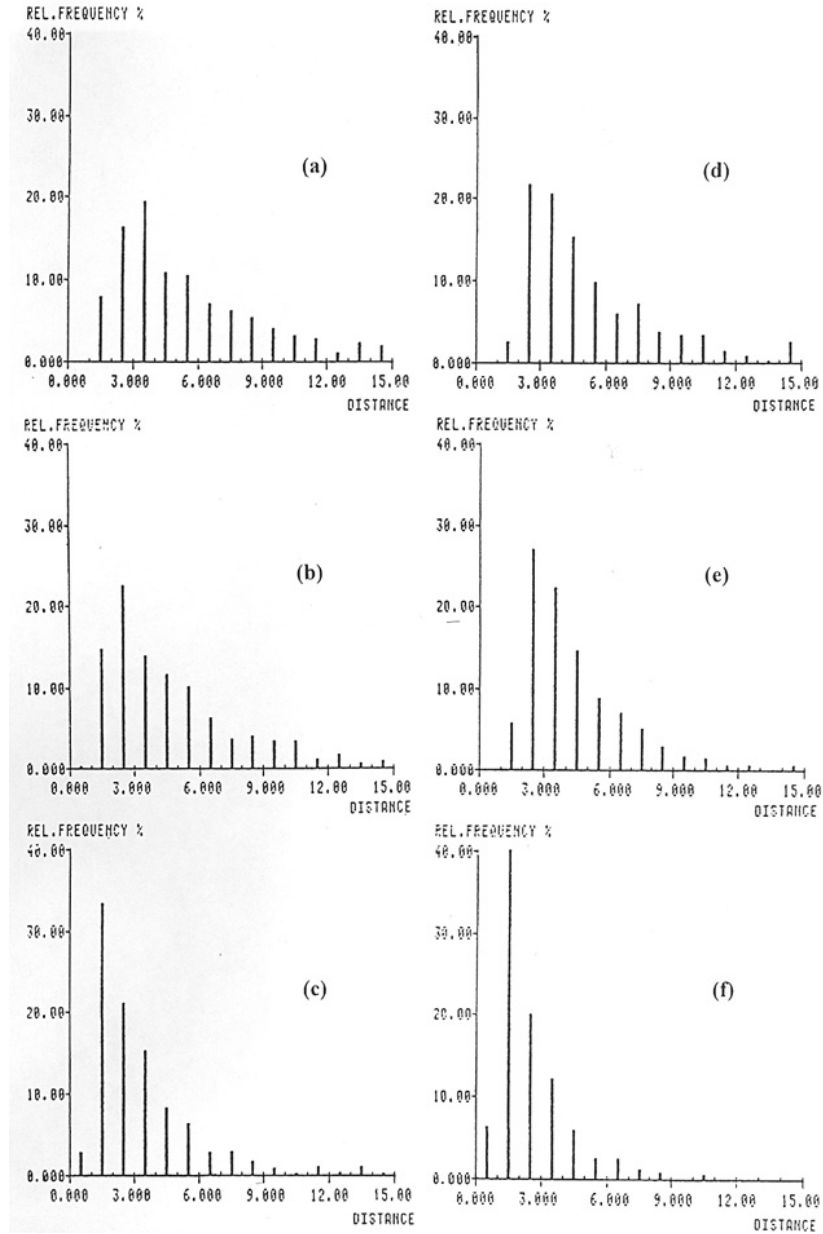
Histogrami raspodele širine dendritnih grana u ovim legurama, za različite brzine hlađenja su dati na slici 3. Sa porastom brzine hlađenja, kao i sa povećanjem sadržaja vanadijuma u leguri, osim što je prosečna širina dendritnih grana manja, rasipanje vrednosti dužine odsečaka se smanjuje. U leguri sa 0,49% (legura 3) 84,2% vrednosti je manje od 20 μm pri hlađenju brzinom 1 °C/s. Sa porastom brzine hlađenja, 2 °C/s, 88,2% vrednosti je ispod 20 μm , a za brzinu hlađenja 3,5 °C/s čak 98,2%. U leguri sa 2,02%V (legura 5) oko 80% vrednosti je manje od 16 μm pri hlađenju brzinom 1 °C/s, a 90% pri brzini hlađenja 2 °C/s. Najmanje rasipanje vrednosti je pri hlađenju brzinom 3,5 °C/s, kada je 98,5% ispod 16 μm .

Tabela 2 – Srednja veličina, L_3 , i srednji slobodni put, λ , eutektičkog M_7C_3 karbida u ispitivanim legurama za različite brzine hlađenja

Table 2 - Average size, L_3 , and mean free path, λ , of eutectic M_7C_3 carbides of examined alloys as a function of cooling rate

Oznaka legure	$V_h = 1 \text{ }^\circ\text{C/s}$		$V_h = 2 \text{ }^\circ\text{C/s}$		$V_h = 3.5 \text{ }^\circ\text{C/s}$	
	$L_3, \mu\text{m}$	$\lambda, \mu\text{m}$	$L_3, \mu\text{m}$	$\lambda, \mu\text{m}$	$L_3, \mu\text{m}$	$\lambda, \mu\text{m}$
1	7,48	16,67	6,13	12,62	4,34	8,43
2	7,35	16,44	5,94	11,98	4,23	8,16
3	7,06	15,56	5,71	11,46	4,03	7,69
4	6,74	14,35	5,42	10,61	3,92	7,22
5	6,52	13,35	4,96	9,27	3,41	5,55
6	5,67	10,86	4,40	7,76	2,69	4,51
7	5,03	9,15	3,64	6,04	2,03	3,18

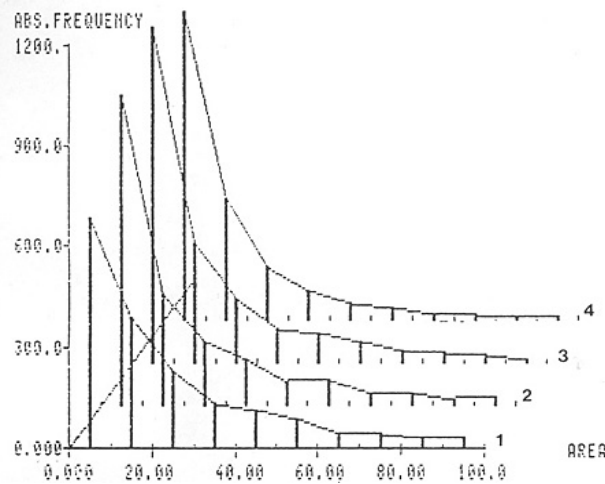
U tabeli 2 date su vrednosti dobijene merenjem veličine eutektičkog M_7C_3 karbida linearnom metodom na poprečnom preseku ispitivanih uzoraka. Jasno se vidi da se veličina karbida smanjuje sa povećanjem brzine hlađenja. Sa smanjenjem srednje vrednosti veličine karbida, što je uslovljeno povećanjem sadržaja vanadijuma u leguri, odnosno porastom brzine hlađenja, smanjuje se rasipanje vrednosti, a povećava broj finijih karbida u strukturi, što se vidi iz histograma raspodele na slici 4 za legure 2 i 6, hladene različitim brzinama. U leguri 2 oko 85% vrednosti je manje od 11 μm pri hlađenju brzinom 1 °C/s, a ispod 9 μm pri brzini hlađenja 2 °C/s. Rasipanje vrednosti je najmanje pri hlađenju brzinom od 3,5 °C/s. U leguri sa većim sadržajem vanadijuma, legura 6, rasipanje vrednosti veličine karbida je u užem opsegu za iste uslove hlađenja, 85,6% vrednosti je manje od 9 μm pri hlađenju brzinom 1 °C/s, dok je 84% manje od 4 μm , odnosno 95,6% vrednosti je manje od 7 μm pri hlađenju u toku očvršćavanja brzinom 3,5 °C/s.



Slika 4 - Histogrami raspodele veličine eutektičkog M_7C_3 karbida u zavisnosti od brzine hlađenja, legura 2: (a) $V_h = 1^\circ C/s$, (b) $V_h = 2^\circ C/s$, (c) $V_h = 3,5^\circ C/s$ i legura 6: (d) $V_h = 1^\circ C/s$, (e) $V_h = 2^\circ C/s$, (f) $V_h = 3,5^\circ C/s$

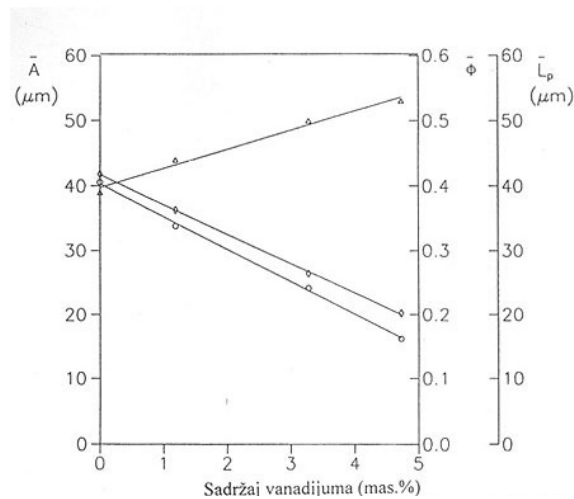
Figure 4 - Distribution histograms of the size of eutectic M_7C_3 carbides as a function of cooling rate, alloy 2: (a) $V_h = 1^\circ C/s$, (b) $V_h = 2^\circ C/s$, (c) $V_h = 3,5^\circ C/s$ and alloy 6: (d) $V_h = 1^\circ C/s$, (e) $V_h = 2^\circ C/s$, (f) $V_h = 3,5^\circ C/s$

Rezultati dobijeni merenjem veličine karbida planimetrijskom metodom na poprečnom preseku uzorka prikazani su, za legure sa različitim sadržajem vanadijuma, a pri istim uslovima hlađenja ($2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$), na slikama 5 i 6.



Slika 5 - Histogrami raspodele površine eutektičkog karbida, $V_h = 2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$
(1 - legura 1, 2 - legura 4, 3 - legura 6, 4 - legura 7)

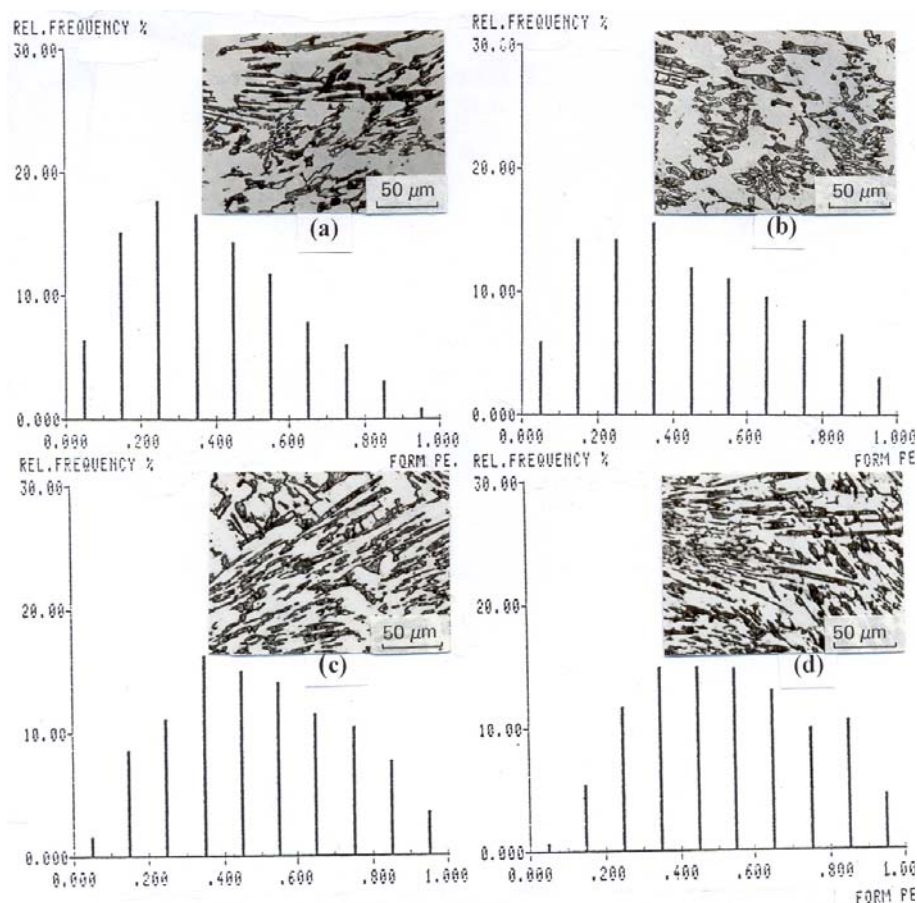
Figure 5 - Distribution histograms of eutectic carbides' area, $V_h = 2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$
(1 - alloy 1, 2 - alloy 4, 3 - alloy 6, 4 - alloy 7)



Slika 6 - Zavisnost prosečne površine eutektičkog karbida, \bar{A} , perimetara, L_p , i faktora oblika, Φ , od sadržaja vanadijuma u leguri,
 $V_h = 2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (○-○ - \bar{A} , ◇-◇ - L_p , △-△ - Φ)

Figure 6 - Average area, \bar{A} , perimeter, L_p , and form factor, Φ , of eutectic carbides as a function of vanadium content in the alloy,
 $V_h = 2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (○-○ - \bar{A} , ◇-◇ - L_p , △-△ - Φ)

Oblik preseka eutektičkog M_7C_3 karbida kvantitativno je definisan faktorom oblika, Φ . Iz dijagrama prikazanog na slici 6 vidi se da srednja vrednost površine preseka karbida, \bar{A} , i srednja vrednost perimetra, L_p , se smanjuje sa povećanjem sadržaja vanadijuma u leguri, a prosečna vrednost faktora oblika, Φ , se neznatno povećava. Faktor oblika preseka M_7C_3 karbida, Φ , u leguri 1, koja ne sadrži vanadijum, je 0,39, a u leguri 7, sa 4,73% V, je 0,53.



Slika 7 - Histogrami raspodele faktora oblika eutektičkog karbida:
(a) legura 1, (b) legura 4, (c) legura 6, (d) legura 7

Figure 7 - Distribution histograms of eutectic carbides' form factor:
(a) alloy 1, (b) alloy 4, (c) alloy 6, (d) alloy 7

Na slici 7 prikazani su histogrami raspodele faktora oblika eutektičkog M_7C_3 karbida po klasama. Vidi se da se vrednosti faktora oblika, Φ , u svim ispitivanim legurama kreću u širokom opsegu.

Potrebno je napomenuti da na povećanje vrednosti faktora oblika preseka M_7C_3 karbida, sa porastom sadržaja vanadijuma u leguri ima uticaj i povećanje disperzije karbida.

Sa smanjenjem veličine karbida, vrednost perimetra pokazuje veći uticaj na faktor oblika i doprinosi njegovoj većoj vrednosti. Na osnovu dobijenih rezultata može se reći da su euteklički M_7C_3 karbidi u najvećem broju izduženog oblika u svim ispitivanim legurama, a širok opseg vrednosti faktora oblika ukazuje upravo na različitu orijentaciju snopova štapova, i prema tome, na veliki broj različitih preseka karbida.

Dobijene vrednosti srednjeg slobodnog puta, λ , kojim je opisana raspodela eutekličkog M_7C_3 karida u prostoru, u zavisnosti od zapreminskog udela, za različite brzine hlađenja ispitivanih legura, su prikazane u tabeli 2. Sa povećanjem zapreminskog udela M_7C_3 karbida, i smanjenjem njegove veličine, kao posledica povećanja sadržaja vanadijuma u leguri, odnosno povećanja brzine hlađenja, srednji slobodni put, tj. prosečno rastojanje između karbida se smanjuje, tabela 2.

Veličina V_6C_5 karbida se poveća sa porastom zapreminskog udela ovog tipa karbida u strukturi, odnosno sa povećanjem sadržaja vanadijuma u leguri i sa smanjenjem brzine hlađenja, što se vidi iz dobijenih rezultata prikazanih u tabeli 3.

Tabela 3 - Stereološke karakteristike V_6C_5 karbida u zavisnosti od brzine hlađenja

Table 3 - Stereological characteristics of V_6C_5 carbides as a function of cooling rate

Oznaka legure	Vh, °C/s	L_3 , μm	A, μm^2	L_p , μm	Φ	λ , μm
4	1	1,25	0,96	3,77	0,85	77,86
	2	1,24	0,81	3,50	0,83	125,29
6	1	1,30	1,02	3,86	0,86	40,37
	2	1,29	0,95	3,76	0,84	47,95
7	1	1,45	1,43	4,52	0,88	32,51
	2	1,37	1,10	4,01	0,86	34,87

Sa porastom sadržaja vanadijuma u leguri i sa povećanjem brzine hlađenja srednja vrednost faktora oblika se neznatno menja, od 0,83 za leguru Fe-Cr-C-V koja sadrži 1,19%V, pri brzini hlađenja 2°C/s, do 0,88 za leguru sa 4,73%V, pri hlađenju brzinom 1°C/s (tabela 3). Kod svih ispitivanih legura zapaža se veće grupisanje vrednosti u intervalu 0,8 – 1,0, koji odgovara sferičnom obliku čestica.

Sa povećanjem zapreminskog udela i veličine V_6C_5 karbida, kao posledica povećanja sadržaja vanadijuma u leguri, odnosno sporijeg hlađenja, srednji slobodni put, kojim je kvantitativno opisana raspodela karbida u prostoru se smanjuje, tabela 3.

Vanadijum, kao i brzina hlađenja, menja mikrostrukturne parametre faza prisutnih u strukturi ispitivanih legura.

Sa povećanjem sadržaja vanadijuma u leguri, zapreminski udeo primarnih dendrita austenita se smanjuje, a količina eutektičkog M_7C_3 karbida povećava. Rezultati dobijeni merenjem širine dendritnih grana, slike 1-3, i veličine eutektičkog karbida, tabela 2 i slike 4-6, ukazuju da vanadijum utiče na finoću mikrostrukture Fe-C-Cr-V legura. Sa smanjenjem srednje vrednosti širine dendritnih grana, odnosno veličine eutektičkog karbida, osim povećanja broja finijih dendrita, odnosno karbida u strukturi, rasipanje vrednosti se smanjuje.

Promene zapreminskog udela, veličine i morfologije prisutnih faza u mikrostrukтури Fe-C-Cr-V legura, ukazuju da sa povećanjem sadržaja vanadijuma sastav legure se približava eutektičkom u četvorokomponentnom Fe-C-Cr-V sistemu, što utiče na smanjenje temperaturnog intervala očvršćavanja.

Ukoliko je temperaturni interval kristalizacije uži u preostalom rastopu, oko primarnih kristala γ -faze, pre će se stvoriti temperaturni i koncentracijski uslovi za obrazovanje nukleusa eutektičkih kolonija i njihovog rasta, čime će dalji rast γ -faze biti zaustavljen. Osim toga, formiranje vanadijumovog karbida u toku kristalizacije dendrita primarne γ -faze sprečava i blokira njihov dalji rast. Efikasnost zavisi od zapreminskog udela, veličine i raspodele karbida vanadijuma.

ZAKLJUČAK

Eksperimentalni rezultati pokazuju da vanadijum, kao i brzina hlađenja, utiču na tok kristalizacije Fe-C-Cr-V legura. Promene zapreminskog udela, veličine i morfologije faza prisutnih u strukturi Fe-C-Cr-V legura, ukazuju da sa povećanjem sadržaja vanadijuma sastav legure se približava eutektičkom u četvorokomponentnom Fe-C-Cr-V sistemu, što utiče na smanjenje temperaturnog intervala očvršćavanja.

REFERENCES

- [1] C. P. Tabrett, I. R. Sare and M. R. Ghomashchi, Inter. Materials Reviews, 41 (1996) No. 2, 59-82
- [2] J. Dodd and J. L. Parks, Metals Forum, 3 (1980) 3-27
- [3] G.L.F. Powell and G.Laird, J. Mater. Sci., 27 (1992) 29-35
- [4] F. Maratray, R. Usseglio-Nanot, Climax Molyb. Com., Paris, 1970.
- [5] F. Maratray, Metals Forum, 3 (1980) 28
- [6] A. Sinatora et al., 55th Inter. Foundry Congress, Moscow, 1988, Paper No 4

-
- [7] W. W. Cias, AFS Trans., 82 (1974) 317
- [8] K. H. Zum Gahr, Z. Metallkde, 68 (1977) 783
- [9] Q. D. Zhou, Q.C. Rao, 55th Inter. Foundry Congress, Moscow, 1988, Paper No. 15
- [10] J. V. Dawson, Br. Foundryman, 75 (1982) 134
- [11] A. Sawamoto, K. Ogi, K. Matsuda, AFS Trans., 94 (1986) 403
- [12] P. Dupin, J.M. Schissler, AFS Trans., 92 (1984) 355-360
- [13] C.R. Loper, H.K. Baik, AFS Trans, 97 (1989) 1001
- [14] A. Sawamoto, K. Ogi and K.Matsuda, J. Japan Inst. Met., 49 (1985) 475
- [15] H.K. Baik, C. R. Loper, AFS Trans., 96 (1988) 405
- [16] H. Fushend, W. Chaochang, Mat. Sci. Technol., 5 (1989) 918
- [17] M. Fiset, K. Peev and M. Radulović, J. Mater. Sci. Lett., 12 (1993) 615-617.
- [18] K. Peev, M. Radulovic and M. Fiset, J. Mat. Sci. Lett., 13 (1994) 112-114
- [19] M. Radulović, M. Fiset and K. Peev, Mat. Sci Tech., 10 (1994) 1057-1062
- [20] M. Radulović, M. Tomović, D. Mihajlović, J. Serb. Chem. Soc., 58 (1993) 251-261
- [21] S. A. Saltykov, Stereometričeskaja metallografija, Metallurgija, Moskva, 1970.
- [22] Z. Cvijovic, Doktorska disertacija, TMF, Beograd, 1987.
- [23] J. L. Chermant, M. Coster, J. Lavole, Pract. Met., 18 (1981) 392
- [24] P. N. Crepean, A.M. Gokhele and C.W. Meyers, JOM, 419 (1989) 16-21
- [25] H. F. Fischmeister, R. Riedl and S. Karagoz, Met. Trans., 20 (1989) 2133-2147
- [26] Y. K. Jang and F. Jeglitsch, Z. Metallkde, 76 (1985) 717-723
- [27] I. Minkoff, Solidification and Cast Structure, Chichester, 1986.