

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE
FAKULTA STROJNÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ



BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Vliv teplotní zátěže na mikrostrukturu a vlastnosti Ni slitiny IN713LC

Influence of temperature load on microstructure and properties of Ni alloy IN713LC

AUTOR: Holub Petr

STUDIJNÍ PROGRAM: Technologie, materiály a ekonomika ve
strojírenství

VEDOUCÍ PRÁCE: Ing. Jakub Horník Ph.D.

PRAHA 2019

I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Holub** Jméno: **Petr** Osobní číslo: **441055**
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**
Zadávací katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**
Studijní program: **Výroba a ekonomika ve strojírenství**
Studijní obor: **Technologie, materiály a ekonomika strojírenství**

II. ÚDAJE K BAKALÁŘSKÉ PRÁCI

Název bakalářské práce:

Vliv teplotní zátěže na mikrostrukturu a vlastnosti Ni slitiny IN713LC

Název bakalářské práce anglicky:

Influence of temperature load on microstructure and properties of Ni alloy IN713LC

Pokyny pro vypracování:

Teoretická příprava - studium literatury.
Přehled Ni slitin, zejména litých, a jejich charakteristik.
Slitina IN713LC - charakteristiky, vlastnosti.
Provedení a vyhodnocení experimentu.
Zhodnocení výsledků, závěry.

Seznam doporučené literatury:

- [1] Madeleine Durand-Charre: The Microstructure of Superalloys, Taylor & Francis Ltd, 1997. ISBN: 9789056990978.
- [2] Donachie, M. J. Donachie, S. J.: Superalloys: A Technical Guide, ASM International, 2002. ISBN: 0-87170-749-7.
- [3] Reed, R. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press (2006). doi: 10.1017/CBO9780511541285.


Jméno a pracoviště vedoucí(ho) bakalářské práce:

Ing. Jakub Horník, Ph.D., ústav materiálového inženýrství FS


Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) bakalářské práce:

Datum zadání bakalářské práce: **02.04.2019** Termín odevzdání bakalářské práce: **26.07.2019**

Platnost zadání bakalářské práce: _____


Ing. Jakub Horník, Ph.D.
podpis vedoucí(ho) práce


prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.
podpis vedoucí(ho) ústav/katedry


prof. Ing. Michael Valášek, DrSc.
podpis otkánský

III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Student bere na vědomí, že je povinen vypracovat bakalářskou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací.
Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v bakalářské práci.

15.4.2019
Datum převzetí zadání


Podpis studenta

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci Vliv teplotní zátěže na mikrostrukturu a vlastnosti Ni slitiny IN713LC vypracoval samostatně, a to výhradně s použitím pramenů a literatury, uvedených v seznamu citovaných zdrojů.

V Praze dne:

.....

Podpis

Poděkování

Rád bych poděkoval svému vedoucímu bakalářské práce panu Ing. Jakubu Horníkovi Ph.D., za jeho ochotu, čas a trpělivost při vedení této bakalářské práce. Dále bych rád poděkoval Ing. Jiřímu Zýkovi Ph.D., za cenné rady a připomínky k této práci ze strany UJP PRAHA a.s.

Anotace

Cílem této bakalářské práce je posouzení vlivu tepelného zpracování superslitiny IN713LC, na její vlastnosti a mikrostrukturu. Byly provedeny tahové zkoušky v intervalu teplot 700-1050 °C a měření tvrdosti na všech typech vzorků. Poté následovala metalografická analýza a elektronová mikroskopie pro posouzení mikrostruktury superslitiny.

Klíčová slova

Niklové superslitiny, tepelné zpracování, žáruvzdorné a žáropevné vlastnosti, chemické složení superslitin, mikrostruktura superslitin, Inconel 713LC

Annotation

The goal of this bachelor's thesis was to consider the influence of heat treatment of the IN 713LC nickel superalloys on its properties and microstructure. Tensile test at temperature interval 700-1050 °C was used and hardness tests for every type of sample. Next, was used metallographic analysis and electron microscopy to consider the microstructure of the alloy.

Keywords

Nickel superalloys, heat treatment, heat resistant and fireproof properties, chemical composition of alloys, microstructure of alloys, inconel 713LC

OBSAH

1. Úvod.....	7
2. teoretická část.....	8
2.1 Nikl.....	8
2.2 Charakteristika superslitin.....	8
2.3 Základní rozdělení superslitin niklu.....	9
2.4 Korozivzdorné slitiny na bázi niklu	14
3. Mikrostruktura	17
3.1 Struktura a fáze v superslitinách	17
3.2 Matrice γ	17
3.3 Fáze γ'	18
3.4 Rafting.....	19
3.5 Fáze γ''	20
3.6 Karbidy.....	21
3.7 TCP fáze.....	23
4. Creep.....	24
5. Charakteristika superslitiny Inconel 713LC.....	26
6. Experimentální část.....	27
a. Experimentální materiál	27
b. Zkouška tahem	28
c. Zkouška tvrdosti podle Vickerse.....	28
d. Světelná mikroskopie	29
e. Elektronová mikroskopie	29
7. Výsledky měření	30
a. Mechanické vlastnosti.....	30
b. Metalografická analýza	35
c. Elektronová mikroskopie	51
8. Diskuze.....	67
9. Závěr	79
Bibliografie	80

1. ÚVOD

Niklové slitiny jsou jedny z nejpoužívanějších technických materiálů. Mohou být použity ve velkém spektru prostředí a aplikací. Tyto slitiny mají jak vynikající odolnost proti korozi, opalu a oxidaci, tak i vysokou pevnost při vysokých teplotách. Při nízkých teplotách mají dobrou tažnost a houževnatost. Niklové slitiny nabízí i některé dobré vlastnosti a variabilitu svařovacích podmínek, oproti jiným skupinám materiálů. Například možnost při svařování přidávat různé legující prvky, které zajišťují dostatečnou tažnost a pevnost od kryogenních teplot až po teploty solidu. Ve srovnání s ocelmi lze slitiny na bázi Ni použít jak při kryogenních teplotách, tak i při teplotách kolem 1200 °C (2190 °F), jelikož matrice Ni slitin zůstává austenitická od tuhnutí až po absolutní nulu. Niklové slitiny s vysokou pevností se hojně používají jako slitiny žárovevné, žáruvzdorné, korozivzdorné a speciální.

K výraznému vývoji superslitin a postupnému zlepšování jejich chemických a mechanických vlastností přispěl hlavně letecký průmysl. Niklové superslitiny se obvykle používají v raketových a leteckých motorech - téměř přes 50 %. Zlepšená odolnost superslitin vedla ke zvýšení účinností turbín při rostoucí teplotě.

Tato bakalářská práce se zabývá vlivem dlouhodobého žíhání za provozních teplot na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti superslitiny Inconel 713LC ve stavu odlitém a po tepelném zpracování.

2. TEORETICKÁ ČÁST

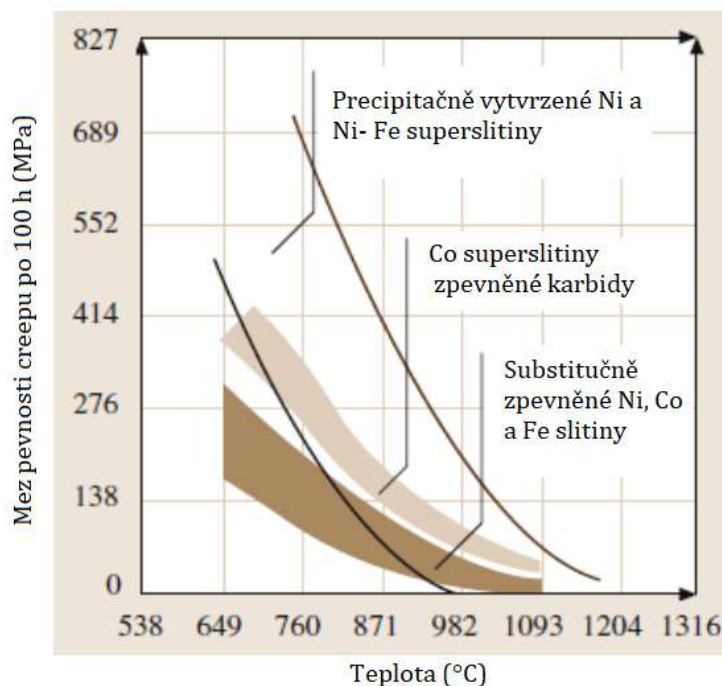
2.1 NIKL

Nikl má hustotu $8,9 \text{ g/cm}^3$ a teplota tání je 1455 °C . Jeho struktura krystalu je kubická a plošně centrovaná (FCC), díky těmto charakteristikám má nikl velmi dobré plastické vlastnosti a tvářením za studena se výrazně zpevňuje. Má dobrou schopnost odolávat korozi v různých atmosférách, v alkalických roztocích a vodě. Nikl spadá společně s kobaltem a železem do skupiny feromagnetických kovů. Při teplotě 357 °C ztrácí své feromagnetické vlastnosti. Tato teplota se nazývá Curieho teplota. Ni se využívá pro legování jiných slitin, především u korozivzdorných ocelí. Nikl je taktéž austenitotvorný prvek, který velmi ovlivňuje fázové složení ocelí, což znamená, že zlepšuje jejich technologické vlastnosti, houževnatost, svařitelnost a tvářitelnost. Hojně se využívá i ke galvanickému povlakování jako ochrana kovových součástí. Slitiny niklu (superslitiny) jsou nejvíce využívány v leteckém průmyslu (motory), chemickém průmyslu a raketovém inženýrství právě vzhledem k vynikajícím mechanickým vlastnostem za vysokých teplot v kombinaci s odolností v řadě korozních a oxidačních prostředích. [1] [2].

2.2 CHARAKTERISTIKA SUPERSLITIN

Superslitiny jsou polykomponentní materialy na bázi Ni a Co, které jsou legovány především prvky Cu, Cr, W, Al, Ti, Fe, Mo, Nb. Dosahují vysoké pevnosti za vysokých teplot a jsou vysoce odolné proti lokálním typům koroze, koroznímu praskání pod napětím, oxidaci, únavě a creepovým procesům. Tyto slitiny jsou často zpevněny precipitačně, karbidicky, substitučně nebo kombinovaně (obrázek 1). Superslitiny můžeme rozdělit do tří skupin podle jejich základního prvku:

- **Na bázi niklu**
zpevňují se koherentními precipitáty, substitučně nebo karbidicky
Inconel, Hastelloy, Incoloy
- **Na bázi kobaltu**
zpevňují se karbidicky nebo substitučně
Haynes, Stellite, AiResist
- **Na bázi niklu a železa**
zpevňují se karbidicky nebo substitučně
Pyromet, Discaloy [1] [3].



Obrázek 1: Porovnání creepové pevnosti superslitin s různým zpevněním na bázi Ni, Fe, Co. [4]

2.3 ZÁKLADNÍ ROZDĚLENÍ SUPERSLITIN NIKLU

2.3.1 Lité superslitiny niklu

Nejčastější způsob výroby superslitin Ni je odlévání a to vzhledem k možnosti získat ve struktuře značný podíl fáze γ' . Zvýšený obsah fáze γ' umožní použití slitin při vysokých teplotách. Obsah legujících prvků zejména Cr, Mo, W musí být kontrolován, jelikož tyto prvky způsobují tvorbu nežádoucích křehkých topologicky těsně uspořádaných fází (TCP). Poklesem obsahu Cr v matici γ však klesne odolnost proti oxidaci. Dostačující obsah Al potřebného pro tvorbu vysokého podílu fáze γ' je potřebný pro zajištění dostatečné pevnosti a creepové životnosti součásti. Vyšší obsah Al ve slitině nezvyšuje narušil od ocelí korozní odolnost, proto je často za potřeby použití ochranných povlaků. V prostředí s vyšší náročností na korozní odolnost se používají superslitiny Inconel 713LC, Inconel 939LC a Inconel 738LC. Tyto slitiny obsahují vyšší obsah chromu, a nižší obsah fáze γ' . Výhodou lití je možnost vyrábět tvarově složité díly, které se odlévají metodou vytavitelného modelu. [5]

Přehled chemického složení vybraných litých slitin Ni je uveden v tabulce 1.

Tabulka 1: Složení některých superslitin na bázi niklu určených pro odlití. [5]

Alloy	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ta	Al	Ti	V	Hf	Nb	B	Zr	C
IN 713 LC	76,8	12		4,5			5,9	0,6				0,01	0,1	0,05
IN 738 LC	62,5	16	8,5	1,7	2,6	1,7	3,4	3,4				0,01	0,05	0,11
IN 939	48,2	22,5	19		2	1,4	1,9	3,7			1	0,009	0,09	0,15
IN 100	60,5	10	15	3			5,5	4,7	1			0,014	0,06	0,18
B 1900	64,8	8	10	6		4	6	1				0,015	0,1	0,1
MAR-M 200	61,3	9	10		12,5		5	2				0,015	0,05	0,15
DS 200, MAR-M 009	59,6	9	10		12,5		5	2		1,8		0,015	0,05	0,15
MAR-M 246	62,4	9	10		10	1,5	5,5	1,5				0,015	0,05	0,14
DS246, MAR-M 006	60,6	9	10		10	1,5	5,5	1,5		1,8		0,015	0,05	0,14
MAR-M 247	59,9	8,3	10	0,7	10	3	5,5	1		1,5		0,015	0,05	0,15

2.3.2 Tvářené superslitiny

Tvářené superslitiny na bázi niklu mají obvykle obsah 15-20 % Cr, velmi často i s příměsí Co, Mo, a příležitostně i W, které přispívají ke zpevnění matrice (tuhého roztoku γ). Vyšší obsah Co zlepšuje tvářitelnost. Fáze γ' je tvořena titanem a hliníkem (viz kapitola 2.3.1). Objevuje se ve slitinách maximálně ve 45 hm %. Výjimkou je například IN 750, ta je vytvrzována především titanem a niobem a podobá se více slitinám bohatým na železo. Některé z těchto materiálů obsahují bór, zirkon a navíc uhlík pro zlepšení stability hranic zrn. Jejich vysokoteplotní schopnosti jsou určeny právě objemovým podílem γ' , který jak již bylo zmíněno, dosahuje maximálně 45 hm %, typicky u tvářených slitin Udimet 700 a Udimet 720. Rozsah teplot tváření superslitiny je poměrně úzké vzhledem k sobě se přibližujícími křivkami solvu a likvidu (kapitola 2.3.5). Tyto slitiny vynikají dobrou svařitelností. [5]

Přehled chemického složení vybraných litých slitin Ni je uveden v tabulce 2.

Tabulka 2: Složení některých superslitin na bázi niklu určených pro tváření. [5]

Alloy	Ni	Mn	Si	Fe	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Nb	B	Zr	C
Nimonic 80A	74,7	0,1	0,7		19,5	1,1			2,5	1,3				0,06
IN 750	73	0,7	0,3	6,8	15				2,5	0,8	0,9			0,04
Nimonic 90	57,4	0,5	0,7		19,5	18			2,4	1,4				0,07
Waspaloy	52,8				19	19,5	4,2		3	1,4		0,006	0,06	0,04
U-500	53,4				18	18,5	4		3	3		0,006	0,05	0,07
U-700	53,4				15	18,5	5,5		3,5	4,3		0,03		0,08
U-720	55,1				18	15	3	1,25	5	2,5		0,035	0,035	0,035

2.3.3 Superslitiny niklu vyráběné práškovou metalurgií

Existují dva typy superslitiny vyráběné práškovou metalurgií. První jsou předzpracované prášky, které se vyrábějí rozprašováním kapaliny s požadovaným složením. Druhé jsou mechanicky legované prášky vyráběné hnětením a rozmělněním směsi pevných částic kovů k dosažení požadovaného složení. Předslitinové práškové superslitiny byly vyvinuty především pro výrobu turbínových disků, jelikož po odlití vzniká nežádoucí hrubá struktura. Použití jemných prášků výrazně zjemňuje strukturu a zvyšuje tvorbu primární γ' a tím její objemový podíl ve struktuře. Touto metodou je například u Inconelu 100 docíleno podílu fáze γ' asi 60 %. Takto vyrobené vysoce legované superslitiny jsou však náchylné k precipitaci křehkých TCP fází, zejména v případě, když jsou vystaveny nevhodnému tepelnému zpracování. [5]

Přehled chemického složení vybraných litych slitin Ni je uveden v tabulce 3.

Tabulka 3: Složení některých superslitin na bázi niklu určených pro práškovou metalurgii. [5]

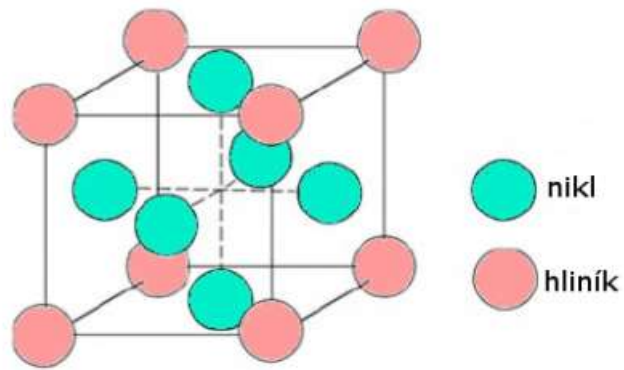
Alloy	Ni	Cr	Co	Fe	Mo	W	Ta	Al	Ti	Nb	B	Zr	C	Y ₂ O ₃	Hf
N 18	11,2	11,2	15,6	0,13	6,5			4,4	4,4		0,02	0,03	0,02		0,5
René 88DT	16	16	12,7		4	4		2,15	3,7	0,7	0,02	0,05	0,05		
MA 754	20	20						0,3	0,5				0,05	0,6	
MA 6000	15	15			2	4	2	4,5	2,5		0,01	0,15	0,05	1,1	
MA 956	20	20		74,9				4,5					0,05	0,5	

2.3.4 Žáruvzdorné superslitiny

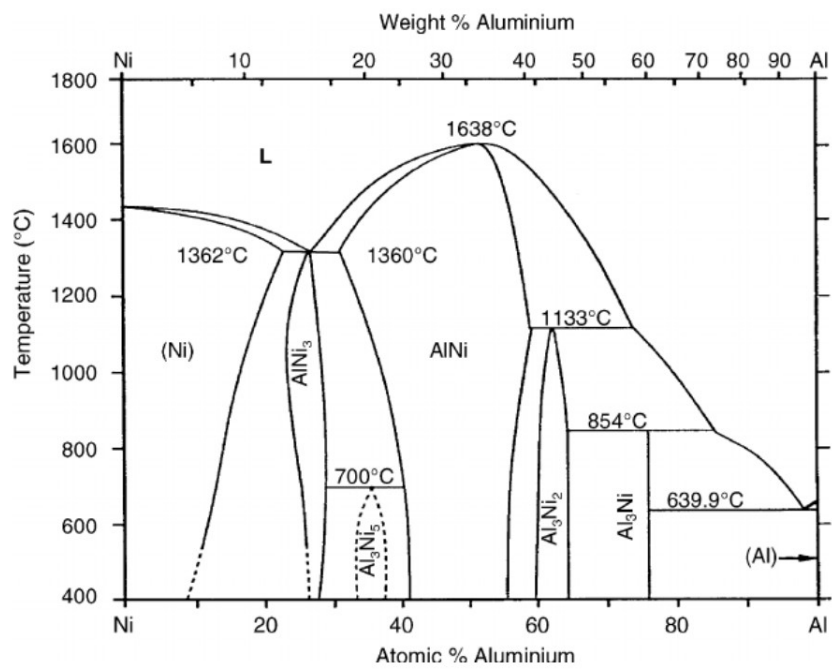
Žáruvzdorné slitiny se zpevňují karbidicky a substitučně a nejsou zpevněny fází γ' , díky čemuž nejsou schopny dlouhodobě odolávat mechanické zátěži za zvýšených teplot. Jsou tvořeny na bázi Cr-Ni nebo případně Cr-Ni-Fe, kde hlavní záruku žáruvzdornosti zajišťuje hlavně obsah 10-30 hm. % chromu. Železo tvoří 5-20 hm. %. Chrom zároveň zajišťuje superslitinám korozivzdornost. Odolávají také oxidaci a korozi za vysokých teplot. Tvoří je i jiné doprovodné prvky, které zpevňují tuhý roztok, jimiž jsou W, Mo a Co. Obsah uhlíku a jiné příměsné prvky se udržují na minimum, k zabránění tvorby nevhodných typů karbidů, karbonitridů a jiných nežádoucích fází. Jejich druhé stádium tečení je krátké, a proto u nich dochází k rychlému porušení. Z tohoto důvodu se používají většinou k výrobě statických součástí u leteckých motorů, jimiž jsou například lopatky statoru. [5] [6] [7]

2.3.5 Žáropevné superslitiny

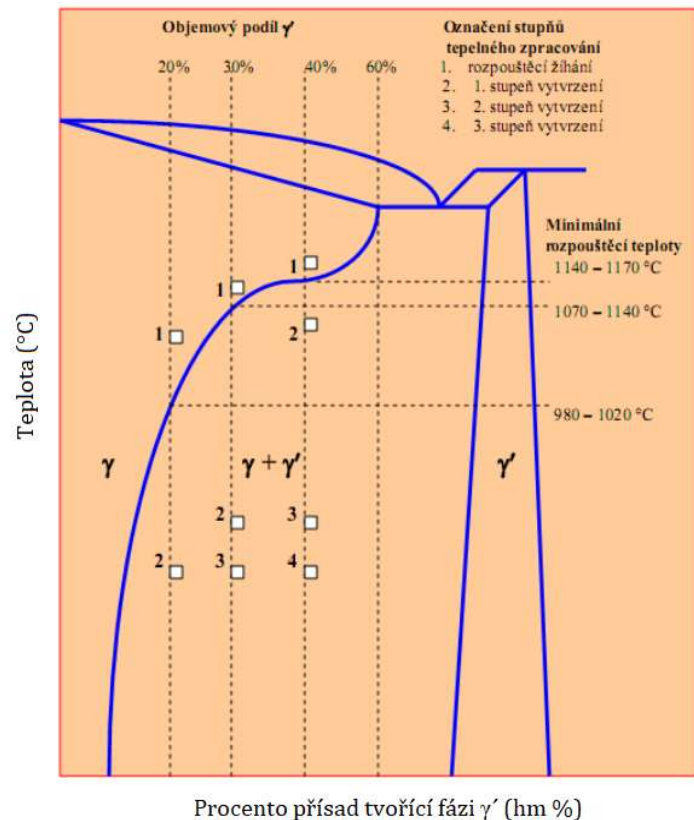
Základní matici žáropevných slitiny tvoří tuhý roztok Ni-Cr. Tato matrice se označuje jako γ . Přidávány jsou základní přísadové prvky Ti a Al, které tvoří hlavní vytvrzující intermetalickou fází Ni₃(Ti, Al) značenou jako fází γ' . Je to hlavní vytvrzující fáze většiny žáropevných slitin. U krystalové mřížky fáze γ' jsou atomy Ni ve středu stranových úhlopříček a atomy Al v krajních uzlových bodech (obrázek 2.). V rovnovážném diagramu Ni-Al na obrázku 3 je zřejmá oblast výskytu fáze γ' a vyznačeny možnosti režimů pro vytvrzování Ni slitin při měnícím se obsahu Al ve slitině. Legující prvky např. Cr, Co, W atd. jsou využívány k substitučnímu zpevnění matrice ale v případě vyššího obsahu C ve slitině mohou prvky s větší afinitou k C tvořit nežádoucí karbidy. Proto se snižuje obsah C na minimum. Často se tyto slitiny značí jako LC - „low carbon“. [5] [7] [8]



Obrázek 2: FCC – krystalografická mřížka Ni_3Al [6]



a) Binární diagram NiAl



b) složení intermetalické uspořádané fáze Ni₃Al

Obrázek 3: Binární diagram NiAl (a), detail oblasti výskytu intermetalické uspořádané fáze Ni₃Al (b) [9]

2.4 KOROZIVZDORNÉ SLITINY NA BÁZI NIKLU

Slitiny na bázi niklu mají austenitickou strukturu. Slitiny niklu vynikají vysokou odolností proti lokálním typům koroze, oxidačním kyselinám s obsahem halogenidů či korozním praskáním pod napětím nebo štěrbinové a bodové korozi. Díky těmto vlastnostem se nejvíce používají niklové slitiny v oboru leteckého průmyslu, ale stále více se používají i v chemickém průmyslu, jaderných elektrárnách a petrochemických závodech. S ohledem na své specifické vlastnosti je nikl v dnešní době u některých chemickotechnologických postupů nenahraditelný. Uplatňuje se tak například při těžbě plynů, kyselých rop atp. Všechny tyto procesy probíhají za vysokých teplot nad 400 °C a tlaků nad 200 MPa za přítomnosti CO₂, SO₂, chloridů a kyselin. [8]

2.4.1 Slitiny Ni-Cu

Slitina je tvořena přibližně 2/3 niklu a 1/3 mědi s obsahem vedlejších příměsí do 5 % Mn, Al, Fe, Si. Tato slitina se nazývá Monelův kov, značena NiCu30, a disponuje vysokou pevností, dobrými mechanickými vlastnostmi a díky obsahu přibližně 63-68 % niklu v této slitině i dobrou odolností vůči korozi a abrazi v řadě prostředí. Má dobré mechanické vlastnosti až do teploty 420 °C a na rozdíl od jiných slitin se u ní nevyskytuje bodová koroze. Její využití je hlavně jako součást armatur či čerpadel v energetickém odvětví v přímořských státech, farmaceutických firmách a potravinářském průmyslu. Slitina NiCu29Al3 obsahující hliník se nazývá K-Monel. Je zpevňována a tvářena za studena a vytvrzováním lze dosáhnout různých pevností 500-1400 MPa [1] [8].

2.4.2 Slitiny Ni-Cr-Mo-(Fe)

Slitiny typu 08NiMo16Cr1Fe6W4V modifikované molybdenem jsou nazývány Alloy C. Tato slitina je vysoce odolná proti korozi v redukčním ale i oxidačním prostředí. Avšak neodolávají korozi HNO₃, H₂CrO₄ nebo H₂SO₄ a to i v celé řadě teplot. Na úkor této slitiny vznikla nová slitina, která odolává H₂SO₄, ale také nesnese oxidační prostředí. Nazývá se slitina 1NiSi10Cu3 Alloy D. Je vhodná však pouze k odlévání. Jiné slitiny s menším obsahem molybdenu a zvýšeným obsahem železa, které tvoří přechod mezi slitinami a korozivzdornými oceli jsou Ni-Cr a Ni-Cr-Mo. Například typy 05NiCr22Fe15Mo6Nb2Mn2SiW nazývaná Alloy F, 08NiCr22Fe6Mo6Cu6W2MnSi nazývaná Alloy G nebo 03NiFe30Cr21Mo3Cu2MnSi nazývaná Alloy825, Ni-o-nel. Všechny tyto slitiny jsou určeny do méně náročného prostředí než slitiny Ni-Cr-Mo. Vyšší obsah železa a nižší obsah molybdenu snižuje odolnost proti H₂SO₄ a HCl při vyšších teplotách. Jejich využití je při výrobě umělých vláken, organických kyselin, sulfidové celulózy a tak dále. Typ slitiny 05NiCr28Mo8Cu5FeMnSi nazývané jako Illium 98 s vyšším obsahem chromu přibližně 28-30 % je možné použít v prostředí HNO₃ i za vyšších teplot, avšak kvůli nízkému obsahu mědi jsou limitovány ve využití v silně oxidačních prostředích, HCl a halogenech. Dobře odolávají v chloridovém prostředí koroznímu praskání za vyšších teplot. Slitina typu 08NiMo16Cr7Fe5AlTi nazývaná Alloy N se využívá za vyšších teplot přibližně 600-900 °C pro taveniny fluoridů. Austenitické chromniklové oceli mají podstatně nižší pevnost než slitiny niklu a při teplotách nad 450 °C se u nich může vyskytnout mezikrystalická koroze a zkřehnutí při vylučování intermetalických fází. Mezikrystalové korozi můžeme zabránit snížením obsahu uhlíku asi na 0,01 % [8].

2.4.3 *Slitiny Ni-Mo-(Fe)*

Typ slitiny s názvem Alloy A s obsahem 20 % molybdenu a 20 % železa je využíván v prostředích obsahujících H_2SO_4 a redukčních prostředích. Při zvýšení obsahu molybdenu ve slitině na 28-30 % a snížením železa pod 10 % získají lepší vlastnosti ve vlhkém a suchém chlorovodíku. Typ slitiny 05NiMo30Fe6(V) s 0,4-1,7 % vanadu se používá ke stabilizaci při svařování kvůli možnému vzniku mezikrystalové koroze. Tato slitina vyhovuje H_2SO_4 do 100 °C ve všech koncentracích krom vroucí, která má koncentraci 45 %. Vyhovuje také H_3PO_4 v rozsahu všech teplot a koncentrací do 85 % roztoku. Odolnost korozi je snížena heterogenitou struktury vzniklou precipitací intermetalické a karbidické fáze [8].

2.4.4 *Slitiny Ni-Cr-Fe*

Slitina s obsahem 45 % niklu a obsahem do 28 % chrómu se stabilizačními přísadami k vazbě uhlíku, jako je Nb, Ti. Jsou také modifikovány Cu nebo Mo jako u korozi-vzdorných ocelí. Slitina s vyšším obsahem niklu 60-76 % jako 02Ni33Cr21Mo3Cu2Ti nazývaná Alloy 825, 05NiCr20Fe27Mn5Mo2Nb (Armco) nebo 01Ni31Cr27Fe33Mo6Cu (Alloy31) a jiné, jsou do teploty 1100 °C žáruvzdorné s vysokými mechanickými vlastnostmi a odolné proti korozi v praskání v chloridovém prostředí. Slitina 05NiCr19FeMo3TiAl (Alloy 718) má vysokou žárupevnost a dá se použít i při vysokých teplotách a vzhledem k obsahu Ti, C, Al, které slitinu precipitačně vytvrzují. Její využití je například v parních turbínách [8].

3. MIKROSTRUKTURA

3.1 STRUKTURA A FÁZE V SUPERSLITINÁCH

Pevnost slitiny je závislá na mikrostruktuře a obsahu legujících prvků. Důležitou roli hraje vyloučení různých fází v matici, což ovlivňuje i odolnost proti oxidaci. Struktura je tvořena austenitickou maticí γ s kubickou plošně středěnou mřížkou (FCC). Další sekundární fáze tvoří γ' , což je struktura (FCC)-Ni₃(Al, Ti), fáze γ'' má strukturu tetragonální prostorově středěnou (BCC)-Ni₃Nb. Struktura η je tvořena hexagonální uspořádanou krystalovou mřížkou (HCP)-Ni₃Ti. Struktura ortorombická se značí jako δ , tvoří ji Ni₃Nb a karbidy - MC, C₆, M₂₃. Přehled účinku jednotlivých legujících prvků a příměsí na mikrostrukturu, vlastnosti a vznikající fáze jsou uvedeny v tabulce 4.: [6]

Tabulka 4: Vliv legujících prvků na mikrostrukturu [6]

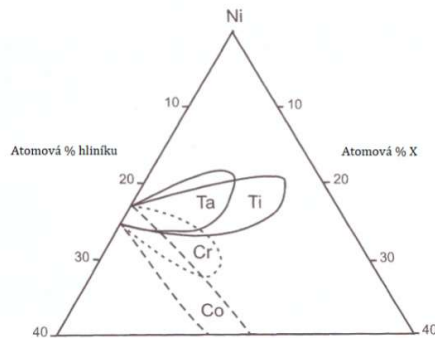
	Na bázi Fe-Ni	Na bázi Co	Na bázi Ni
Účinek	Prvek		
Zpevnění tuhého roztoku	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re
Stabilizace KPC matrice	C, W, Ni	Ni	...
Tvorba karbidů			
MC	Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf
M ₇ C ₃	...	Cr	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr	Cr	Cr, Mo, W
M ₃ C	Mo	Mo, W	Mo, W, Nb
Karbonitridy M(CN)	C, N	C, N	C, N
Uspodňují celkovou precipitaci karbidů	P
Podporují vznik γ'-Ni₃(Al, Ti)	Al, Ni, Ti	...	Al, Ti
Zpomalují tvorbu η-Ni₃Ti	Al, Zr		
Zvyšuje teplotu rozpustnosti γ'	Co
Precipitační vytvrzení	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti, W, Ta	Al, Ti, Nb
Odolnost proti oxidaci	Cr	Al, Cr	Al, Cr, Y, La, Ce
Zlepšují odolnost proti vysokoteplotní korozi	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Odolnost proti nasíření	Cr	Cr	Cr, Co, Si
Zlepšují creepové vlastnosti	B	...	B, Ta
Zvyšují napětí do lomu	B	B, Zr	B
Zjemňují zrna	...		B, C, Zr, Hf
Uspodňují zpracování	...	Ni ₃ Ti	...

3.2 MATRICE γ

Matrice má mřížku kubickou prostorově středěnou FCC, kterou tvoří tuhý substituční roztok legujících prvků. Tyto přísadové prvky jsou nejčastěji Cr, Co, Fe, W a Mo. Pro konkrétní slitinu niklu se vybírají přísadové prvky podle stability za vysokých teplot a velikosti jejich atomů, přičemž se velikost atomů přísadového prvku může lišit maximálně o 1-13 % základního atomu matričního niklu, takže mohou matici výrazně zpevnit. Přísadové prvky se také liší počtem vakancí elektronů (N_v), a to od 1-7,6. Je to důležitý parametr pro určení nestability matrice a nebezpečí výskytu TCP fází. [10] [11]

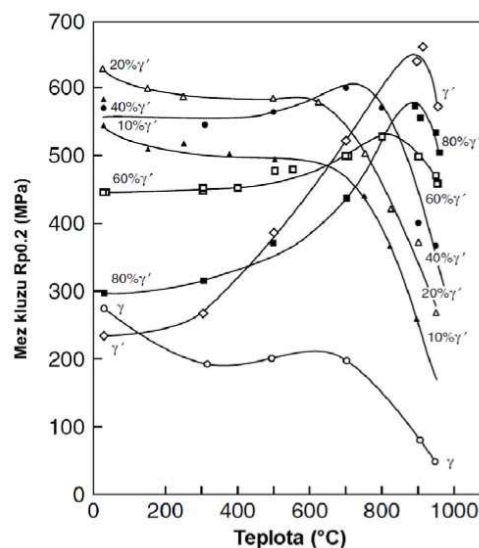
3.3 FÁZE γ'

Je intermetalická fáze o chemickém složení Ni_3Al . Z tuhého roztoku se při dostatečném množství hliníku začne vylučovat fáze γ' $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, pokud slitina obsahuje i titan (obrázek 4.). Přítomnost jemně a rovnoměrně vyloučené γ' zajišťuje při vysokých teplotách mimořádné vlastnosti superslitiny niklu. Prakticky jsou na tomto základě postaveny žárovečné slitiny Ni. Fáze γ' vzniká ochlazováním neuspořádaného tuhého roztoku γ , kdy s klesající teplotou postupně další atomy vstupují do mřížky a tuhý roztok přechází do formy uspořádané.



Obrázek 4: Schématické rozmezí rozpustnosti pro γ' $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{X})$ v ternárních systémech Ni-Al-X, kde X prezentuje prvky Ta, Ti, Cr, Co. [5]

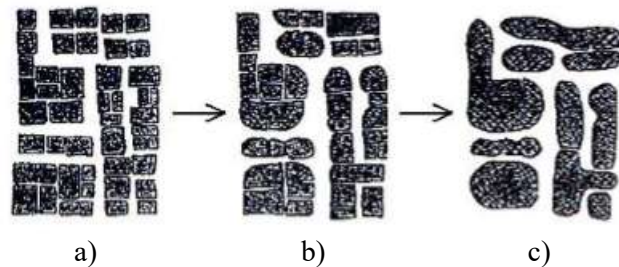
Fáze γ' při dostatečném množství legur tvoří v tuhém roztoku γ množství nad 50 % a představuje tak základní fázi. Výhodou je, že rozhraní mezi maticí, a intermetalickou zpevňující fází je koherentní, díky čemuž má velice malý rozdíl mřížkového parametru. Výsledek je vysoké a trvalé zpevnění při vysokých teplotách. V důsledku přítomnosti významného podílu uspořádané koherentní fáze γ' v matici dochází k anomální závislosti meze kluzu na teplotě zkoušky v okolí teplot 800 °C. (obrázek 5.). [10] [11]



Obrázek 5: Vliv teploty s různými objemy fáze γ' na meze kluzu. [12]

3.4 RAFTING

Ve všech superslitinách na bázi niklu tvoří její matici γ , ve které precipituje fáze γ' . Vzhledem k tomu, že obě fáze mají kubickou mřížku s podobnými parametry, precipituje fáze γ' ve formě kostek orientovaných společně s maticí γ . To znamená, že jeho buněčné okraje jsou přesně rovnoběžné s odpovídajícími hranami fáze γ . Jelikož jejich mřížkové parametry jsou podobné, tak jejich malé částice fáze γ' jsou koherentní s fází γ . U slitin s vysokým objemem fáze γ' je mikrostruktura po tepelném zpracování složena ze shluku kvádrů oddělenými kanálky matrice γ . Shlukování částic fáze γ' je poháněno minimalizací mezifázové energie na jednotku objemu při absenci aplikovaného napětí. Dochází ke vzniku hrubších částic a ztrácí se rovněž kubický charakter (obrázek 6 a 7). [13]



Obrázek 6: Spojování částic vytvrzující fáze γ' , rozšiřují se prostory v matici, které usnadní pohyb dislokací (a), postupné slučování částic fáze γ' (b), konečné spojení, koagulace, ztráta koherence (c). [12]



Obrázek 7: Fáze γ' ve tvaru krychlí a zhrublé částice po přehřátí

Vlivem něžších podmínek může docházet postupně k protahování a zaoblení částic γ' . Děj vzniká pouze při působení vysokých teplot a případně napětí (tepelné zpracování, provozní podmínky). Dochází k tvorbě řádků (orientovaného uspořádání) fáze γ' ve struktuře nazývané rafting. Důsledkem je pak výskyt lokální anizotropie mechanických a fyzikálních vlastností, což má výrazný vliv na creepovou pevnost. Formování řádků je závislé na hodnotě misfitu. Je nutné definovat krystalografický misfit mezi γ a γ' , aby se dal dobře popsat proces raftingu. Jsou používány dva postupy:

$$misfit = \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'}} 100 [\%] \quad , \quad misfit = 2 \frac{(a_{\gamma'} - a_{\gamma})}{(a_{\gamma'} + a_{\gamma})} 100 [\%]$$

a_{γ} [nm]- parametr mřížky precipitující fáze

$a_{\gamma'}$ [nm]- parametr mřížky matrice

Z těchto mřížkových parametrů můžeme spočítat misfit, který vyjádří rozdíl mezi maticí a precipitátem. Pokud se hodnota misfitu pohybuje v rozmezí $\pm 0,2$ %, precipitáty jsou vyloučeny v globulární morfologii. Při hodnotách $\pm 0,5$ % – $\pm 1,0$ % mají kvádřovou morfologii a při větším obsahu než $\pm 1,25$ % mají tyčinkovou morfologii, jinak řečeno (rafty). [11] [12] [13]

3.5 FÁZE γ''

Tato fáze je tvořena intermetalickou fází Ni_3Nb , je koherentní s maticí a má misfit 2,9 %. Fáze γ'' zvyšuje pevnost, ale má nižší teplotní stabilitu než γ' . Při teplotě 649 °C je již nestabilní a dojde k přeměně na δ fázi s ortorombickou mřížkou beze změny chemického složení. Při nedostatečném množství Fe v materiálu nebo při dlouhodobém nadměrném zvýšení teplot může dojít ke stejné změně. Aby nedošlo k degradaci fáze γ'' , je nutné, aby se dodržely podmínky tepelného zpracování a maximální dané teploty při výrobě. Precipitát fáze γ'' tvoří hlavní zpevňující fázi např. ve slitině IN-718. [10] [11]

3.6 KARBIDY

V niklových slitinách se vyskytují různé typy karbidických částic, které jsou vyloučeny především na hranicích zrn a v mezidendritických prostorech. Typy karbidů jsou MC, M_6C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 , kde M je obecně kov. U vysoce legovaných slitin dochází na hranicích zrn k diskontinuální precipitaci a tvorbě souvislých obálek zrn matrice, což vede ke snížení odolnosti tečení. Pokud jsou karbidy rovnoměrně vyloučeny na hranici zrn, působí příznivě na jejich ukotvení (brzdí migraci hranice), zajišťují dostatečnou tažnost, umožňují relaxaci napětí a brání pokluzům při creepu. Nežádoucího stavu, kdy karbidy tvoří kontinuální síť na hranicích zrn lze zabránit snížením obsahu uhlíku na minimální podíl (LC slitiny- low carbon). Nevhodně vyloučené a hrubé karbidy mohou rovněž způsobit iniciaci únavových trhlin. [11] [12]

3.6.1 Primární karbidy

Ve slitině obsahující 0,02 až 0,2 % C v kombinaci s prvky, jako jsou Ta, Ti, Hf, Nb, W, Mo, dochází k tvorbě blokové nebo globulární morfologie primárních karbidů MC. Jejich vznik je při tuhnutí slitiny. Tvoří se často v mezidendritických prostorech a jejich rozložení ve struktuře je heterogenní. Mřížka je FCC, ale nemají žádný orientační vztah k matici. Během tepelného zpracování, ale i během provozu, se karbidy MC rozpadají na karbidy typu M_6C , $M_{23}C_6$, jestliže slitina obsahuje W nebo Mo. Tyto prvky zeslabují vazebné síly a vedou k degradačním reakcím na sekundární karbidy. Například prvky Nb a Ta mají schopnost stabilizovat karbidy MC až do teplot 1200-1260 °C. Pokud se však MC karbidy ve struktuře vyskytují ve větším množství, tak se jedná o fázi nežádoucí. Mohou na nich být iniciovány trhliny, které povedou k předčasným lomům při únavovém a teplem namáhání. Výskyt MC karbidů v menším množství na hranicích zrn polykrystalických slitin povede k žádoucímu dosažení vyšší pevnosti a houževnatosti. [11] [12]

3.6.2 Sekundární karbidy

Mají značný vliv na vlastnosti polykrystalických superslitin, pokud jsou rozloženy v globulárním tvaru po hranicích zrn. Zpevňují hranice zrn a mohou brzdit jejich pokluzu, což přispívá k lepším creepovým vlastnostem. Pokud jemné karbidy vyprecipitují v matici, tak ji rovněž mohou zpevnit. Výhodou sekundárních karbidů je funkce či schopnost na sebe vázat prvky, které jinak způsobují fázovou nestabilitu během provozu. Pokud se vytvoří na hranici zrna souvislý karbidický film, roste náchylnost k vytváření trhlin a klesá tažnost v této oblasti. Pokud se na hranicích zrn nevyskytují žádné karbidické fáze, může docházet snadněji k pokluzům po hranicích, což může vyústit předčasným lomem. Při středním až vysokém obsahu Cr ve slitině při tepelném zpracování v rozsahu teplot 760-816 °C vznikají karbidy typu $M_{23}C_6$. Vyskytují se v podobě hranatých nebo oblých tvarů na hranici zrn. Karbidy typu M_6C (6-8 % W, Mo) mají kubickou strukturu a formují se při tepelném zpracování za teplot 815-980 °C. [11] [12]

Tabulka 5: Přehled fází vyskytujících se v niklových superslitinách. [11]

Fáze	Mřížka	Vzorec	Popis
γ'	fcc	Ni ₃ Al Ni ₃ (Al,Ti)	Základní zpevňující fáze v mnoha niklových superslitinách; tvar se mění od kulového ke kubickému; velikost se mění s teplotou a dobou namáhání; rozdíl velikosti krystalové mřížky od matrice 0-0,5 %.
η	hcp	Ni ₃ Ti	Vyskytuje se v kobaltových i niklových superslitinách s vysokým obsahem hliníku a titanu po dlouhodobém namáhání; může tvořit buňkovité útvary na hranicích zrna nebo jehlice uvnitř zrn ve Widmanstättenově struktuře.
γ''	bct	Ni ₃ Nb	Základní zpevňující fáze ve slitině Inconel 718; metastabilní fáze; γ'' precipituje jako koherentní diskovité částice.
δ	ortorombická	Ni ₃ Nb	Vyskytuje se v přestárnuté slitině Inconel 718; má jehlicovitý tvar, když se utváří mezi teplotami 815-980 °C a tvoří precipitáty uvnitř zrn při vysokoteplotním stárnutí.
MC	kubická	TiC NbC HfC	Karbid titanu je částečně rozpustný v dusíku, zirkonu a molybdenu; složení je různé; tvoří nepravidelné globule; M může být Ti, Ta, Nb, Hf, Th nebo Zr.
M ₂₃ C ₆	fcc	Cr ₂₃ C ₆ Fe ₂₃ C ₆ W ₂₃ C ₆ Mo ₂₃ C ₆	Důležitá je forma precipitace; může precipitovat jako film, globule, desky, lamely a buňky; obvykle precipituje na hranicích zrna.
M ₆ C	fcc	Fe ₃ Mo ₃ C Fe ₃ W ₃ C-Fe ₄ W ₂ C Fe ₃ Nb ₃ C Nb ₃ Co ₃ C Ta ₃ Co ₃ C	Náhodně distribuované karbidy.
M ₇ C ₃	hexagonální	Cr ₇ C ₃	Vyskytují se pouze ve slitinách typu Nimonic 80A po vystavení teplotám nad 1000 °C a v některých kobaltových slitinách; nejčastěji tvoří deskovité částice na hranicích zrn.
M ₃ B ₂	tetragonální	Ta ₃ B ₂ , V ₃ B ₂ Nb ₃ B ₂ (Mo,Ti,Cr) ₃ B ₂ (Ni,Fe) ₃ B ₂ Mo ₂ FeB ₂	Vyskytuje se v niklových slitinách s obsahem bóru nad 0,03 %; vypadají stejně jako karbidy, ale nereagují s karbidickými leptadly.
MN	kubická	TiN, ZrN, NbN	Nitridy se vyskytují ve slitinách obsahujících titan, niob a zirkon; jsou nerozpustné pod teplotou tavení; mají kruhové nebo obdélníkové tvary.
μ	romboedrická	Co ₇ W ₆ (Fe,Co) ₇ (Mo,W) ₆	Vyskytují se ve slitinách s vysokým obsahem molybdenu a wolframu; tvoří se za vysokých teplot; hrubozrnná Widmanstättenova struktura.
Laves	hexagonální	Fe ₂ Nb, Fe ₂ Ti Fe ₂ Mo, Co ₂ Ta Co ₂ Ti	Často se vyskytují v superslitinách kobaltu; nejčastěji vypadají jako nepravidelné protažené globule.
σ	tetragonální	FeCr, FeCrMo CrFeMoNi, CrCo CrNiMo	Vyskytují se častěji ve slitinách kobaltu než ve slitinách niklu; nejčastěji vypadají jako nepravidelné protažené globule.

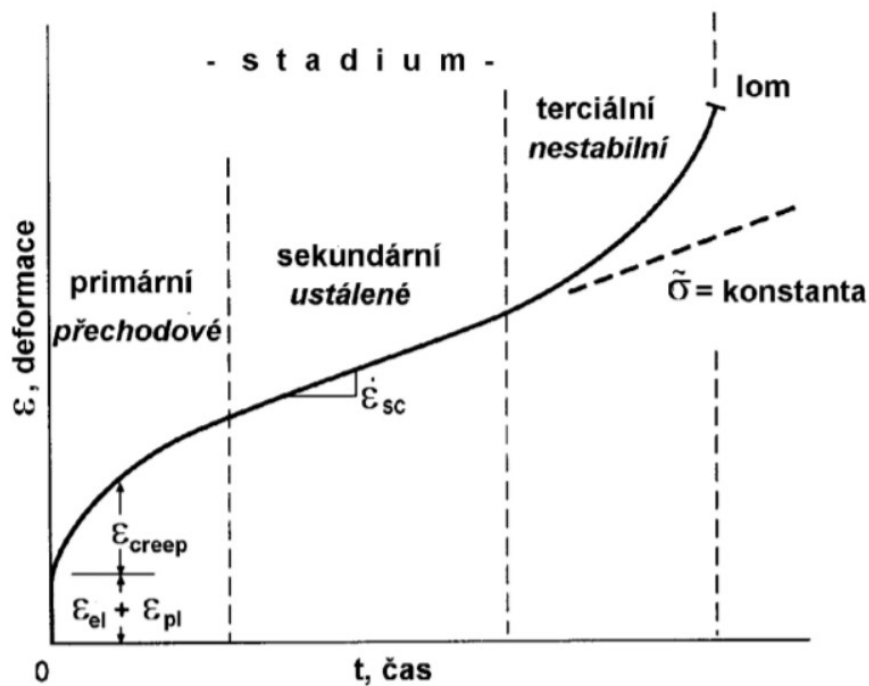
3.7 TCP FÁZE

TCP - Topologically Close-Packed, topologicky těsně uspořádané fáze - jsou dlouhé tenké protáhlé částice, které jsou obvykle vyloučené na hranici zrna i mezidendritických prostorech. Jejich struktura je tvrdá a křehká. Morfologie a umístění má hlavní vliv na mechanické a creepové vlastnosti slitin. TCP fáze jsou intermetalické sloučeniny, které existují v mnoha binárních, ternárních nebo vícesložkových systémech, které zahrnují přechodové prvky. TCP fáze lze rozdělit do tří skupin. První typ σ odpovídá fázi hexagonální symetrie se složením $(Cr_{46}Fe_{54}) ((Ni_8(Cr, Mo)_4(Cr, Mo, Ni)_{18})$. Druhý typ Lavesových fází má vzorec (A_2B) , kde atomy B tvoří těžké prvky a u fáze μ (Co_7Mo_6) . Třetí skupinu zahrnuje fáze P, například $(Mo_{42}Cr_{18}Ni_{40})$, δ $(NiMo)$ a R $(Mo_{31}Cr_{18}Co_{50})$. K tvorbě těchto fází dochází především při nevhodném tepelném zpracování nebo při dlouhodobých expozicích slitin na vysokých teplotách. Náchylnost k formování TCP fáze se řídí chemickým složením slitiny. [5] [10]

4. CREEP

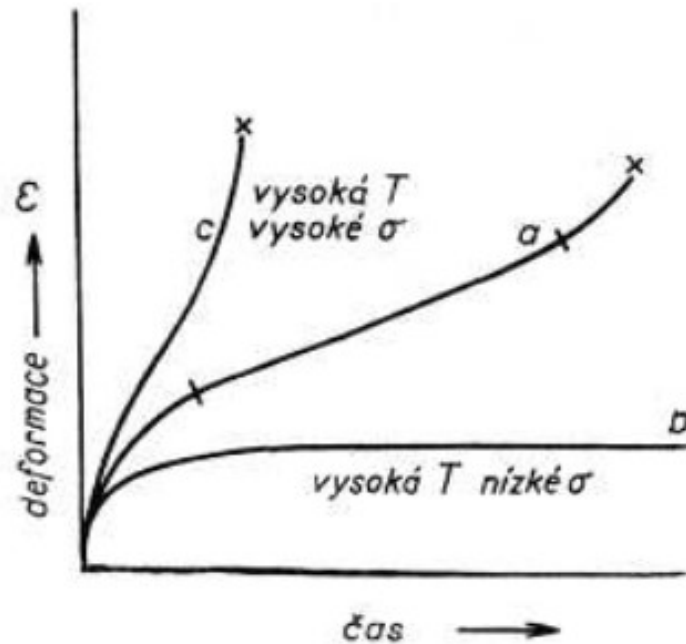
Jako creep (tečení) označujeme děj, kdy vlivem dlouhodobého konstantního mechanického zatížení pod mezí kluzu dochází k pomalé, spojitě a v čase probíhající plastické deformaci při zvýšené teplotě. Zdrojem zatížení je např. odstředivá síla působící na lopatky turbíny během provozu. Tečení se také platňuje ve zrychlení procesu únavy materiálu, a to především při teplotách, které odpovídají 50-60 % absolutní teploty tání ($0,6 T_t$).

Na křivce tečení superslitin za vysokých teplot a napětí lze vidět tři oblasti (obr. 9). První je oblast přechodná, kdy se ustavuje rovnováha mezi zpevňujícími a odpevňujícími pochody ve struktuře. Po ustálení má závislost lineární charakter (vliv pokluzů po hranicích zrn a zotavení je v rovnováze). Tato část křivky je důležitá pro provoz součástí v oblasti tečení. Poslední terciální (zrychlená, nestabilní) oblast má zrychlený charakter, uplatňují se degradační jevy a končí lomem. [14]



Obrázek 8: Creepová křivka a znázorněná stádia tečení. [15]

V závislosti na hodnotách teploty a napětí, mají creepové křivky různé tvary. Ty lze vidět na obr. 10. Zejména se výrazně liší křivky (c a b), kdy především vlivem vysoké napjatosti a teploty (nad $0,8 T_i$) vymizí provozně důležitá oblast ustáleného tečení (křivka c). Křivka (a) odpovídá předchozímu obrázku (obr. 9).



Obrázek 9: Typy křivek tečení. [15]

Odolnost slitin proti tečení, kde jsou hlavními vnějšími faktory teplota a zatížení případně agresivní prostředí, je zásadně ovlivněna strukturou slitin a její stabilitou, jak již bylo popsáno v předchozích kapitolách. Složení slitiny, odolnost matrice a přítomnost vhodné zpevňující fáze jsou nezbytné pro maximální využití vlastností slitin během provozu.

5. CHARAKTERISTIKA SUPERSLITINY INCONEL 713LC

Niklové superslitiny jsou žárovečné, žáruvzdorné a polykomponentní slitiny pro aplikaci tam, kde nemůžeme použít žárovečné oceli. Obvykle je tvoří několik fází o různém složení a stupně uspořádání atomů krystalové mřížky. Slitina inconel 713LC je nízkouhlíkovou modifikací slitiny Inconel 713C. Její typické složení je uvedeno v tabulce 16. Poprvé byla vyvinuta pro výrobu litých rotorových kol pro plynové turbíny firmou The International Nickel Company Inc. Za tímto objevem stojí pan C. G. Bieber. Obsah uhlíku se snižoval záměrně, aby se dosáhlo u likvidu a solidu co nejvyšších teplot a také proto, aby nedocházelo k nadměrné tvorbě karbidů. Ty se mohou na hranici zrna jevit jako příznivé proti creepu, ale při vyšších teplotách se malého množství karbidů typu MC s vysokým obsahem uhlíku mění na vysoké množství nízkouhlíkových karbidů $M_{23}C_6$. Tento typ často tvoří na hranicích spojité film a tím přispívá k výrazné degradaci creepových vlastností. Proto se ke zlepšení vlastností hranic zrn používá bór, namísto vyššího obsahu uhlíku. U bóru se jako zpevňujícího mechanismu využívá zpevnění koherentní, které se podílí na zpevnění vytvrzující fáze γ' . Při zvýšeném obsahu železa ve slitině klesá její pevnost při vysokých teplotách. Důvodem je snížení teplotní stability zpevňující fáze γ' . [16]

Tabulka 6: Chemické složení Inconel 713LC (hm. %) [16]

Cr	Mo	C	Si	S	Zr	Nb+Ta	Al	B	Ti	Ni
11,00	3,80	0,04	max.	max.	0,05	1,50	5,50	0,005	0,40	základ
13,00	5,20	0,07	0,05	0,015	0,15	2,50	6,50	0,015	1,00	

Fyzikální a mechanické vlastnosti slitiny Inconel 713LC jsou:

- hmotnost slitiny 8010 kg/m^3
- rozmezí teplot likvidu a solidu: $1288 - 1321 \text{ }^\circ\text{C}$
- $R_m = 895 \text{ MPa}$, $R_{p0,2} = 750 \text{ MPa}$, $A = 15 \%$, $Z = 10 \%$

Při růstu teploty do $800 \text{ }^\circ\text{C}$ dojde k poklesu deformačních a nárůstu pevnostních charakteristik. Za předpokladu, že překročíme tuto teplotu, začne pevnost klesat. Pro všechny konstrukční návrhy reálných součástí je nutné provádět únavové vysokocyklové i nízkocyklové a creepové charakteristiky při vysokých teplotách. Pro optimální mechanické vlastnosti jakosti odlitku z Inconelu 713LC je lící teplota $1420 \text{ }^\circ\text{C}$. Vzhledem k nízkému obsahu uhlíku je nezbytné dodržovat přesnou lící teplotu. [5] [6] [16]

6. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

a. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL

Pro experimentální část práce byla zvolena polykrystalická litá niklová superslitina Inconel 713LC, která se standardně používá ve výchozím litém stavu. Obvykle je používána pro výrobu turbodmychadel nebo turbínových lopatek. Vzhledem ke skutečnosti, že řada zákazníků požaduje provedení tepelného zpracování této slitiny, byla pozornost soustředěna na porovnání vlastností vzorků bez tepelného zpracování a vzorků po precipitačním vytvrzení. Ve spolupráci s UJP PRAHA a. s. byly dodány tyto vzorky:

1. skupina

- Inconel 713LC-VS
- Inconel 713LC-VS-DZ-1000
- Inconel 713LC-VS-DZ 2000
- Inconel 713LC-VS-DZ-5000
(VS – výchozí litý stav)

2. skupina

- Inconel 713LC-TZ
- Inconel 713LC-TZ-DZ-1000
- Inconel 713LC-TZ-DZ-2000
- Inconel 713LC-TZ-DZ-5000
(TZ – tepelně zpracované)
(DZ – dlouhodobě žíhané)

Obě skupiny kromě prvních vzorků označených (IN713LC-VS a IN713LC-TZ) byly poté laboratorně dlouhodobě žíhány za teploty 950 °C po dobu 1000, 2000 a 5000 hodin. První skupina je výchozí stav bez tepelného zpracování. Druhá skupina vzorků byla nejprve izostaticky lisována za tepla (HIP) při teplotě 1200 °C po dobu 4 hodin a tlaku 100 MPa a následně chladla v peci. Po té následovalo tepelné zpracování (vytvrzení) na teplotě 750 °C s výdrží 4 hodiny a následném chladnutí v peci.

Na vzorcích z obou skupin byly provedeny následující experimentální zkoušky:

Zkouška tahem za pokojové a zvýšené teploty, měření tvrdosti a metalografické hodnocení s využitím světelné a řádkovací elektronové mikroskopie. Detailní popis provedených experimentů je uveden v následujících kapitolách

b. ZKOUŠKA TAHEM

Zkouška tahem byla provedena UJP Praha a.s. na válcových zkušebních tyčích (obr. 10 a 11) za pokojové teploty dle BS EN ISO 6892-1 a za vysokých teplot dle normy BS EN ISO 6892-2..



Obrázek 10: Zkušební vzorek pro zkoušku tahem ($d_0=6$ mm, $L_0=30$ mm)



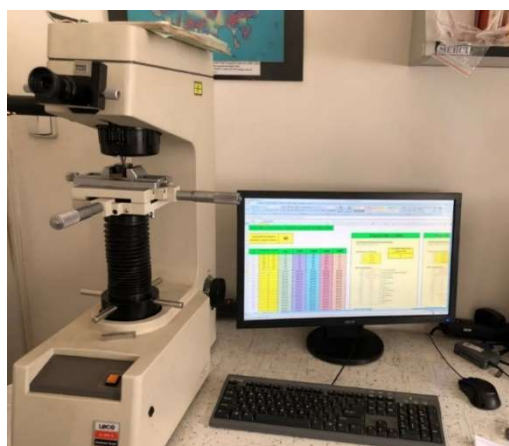
713LC TZ a

90 mm

Obrázek 11: Zkušební vzorek po provedení zkoušky

c. ZKOUŠKA TVRDOSTI PODLE VICKERSE

Pro zjištění tvrdosti byla použita metoda podle Vickerse. Měření bylo provedeno na přístroji LECO V-100-C Hardness Tester (obr. 12). Vzorky byly odebrány z hlav zkušebních tyčí po tahové zkoušce, podélným řezem v ose. Vzorky byly připraveny ve formě metalografických výbrusů.



Obrázek 12: Laboratoř s přístrojem měření tvrdosti dle Vickerse typu LECO V-100-C Hardness Tester

d. SVĚTELNÁ MIKROSKOPIE

Metalografické výbrusy připravené na UJP Praha a.s. z řezů hlav zkušebních tyčí byly sledovány s cílem zdokumentovat mikrostrukturu a kvantitativně vyhodnotit určité strukturní parametry na světelném metalografickém mikroskopu Nikon Epiphot s digitální kamerou a softwarem NIS pro vyhodnocení obrazu. Výbrusy nenaleptané byly použity ke zjištění podílu licích vad a přítomnosti karbidů. Po naleptání ve vodném roztoku HCl s peroxidem vodíku (tzv. na makro) byla měřena velikost licích zrn. Pro vyhodnocení částic fáze γ' na vybraném řezu byly výbrusy naleptány elektrolyticky v roztoku kyseliny šťávelové (tzv. na mikro).

e. ELEKTRONOVÁ MIKROSKOPIE

Na připravených naleptaných výbrusech byly pořízeny snímky mikrostruktury v módu sekundárních elektronů elektronovým mikroskopem JEOL JSM-7600F (obr. 13). Dokumentována byla zejména fáze γ' (velikost jejich částic je obvykle pod 1 μm), hranice licích zrn a oblast lomové plochy.



Obrázek 13: Laboratorní elektronový mikroskop typu JEOL JSM-7600F

7. VÝSLEDKY MĚŘENÍ

a. MECHANICKÉ VLASTNOSTI

Výsledky tahových zkoušek a zkoušek tvrdosti jsou uvedeny tabulkách 7 a 8 (zkouška tahem), 9 a 10 (měření tvrdosti). Tabulky jsou rozděleny podle typu zpracování slitiny.

Tabulka 7: Naměřená data v UJP Praha a. s tahové zkoušky vzorku IN713LC ve výchozím stavu a následně dlouhodobě žíhané při 950 °C ve vymezených časech.

IN713LC-VS				
Teplota zkoušky [°C]	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Z [%]
20	746	898	8,5	14
700	684	851	7	21
800	699	883	7	16
850	552	762	7	16
900	414	639	6	12
950	350	522	10,5	21
1000	269	399	14,5	28
1050	183	271	17	42

IN713LC VS+DZ-1000 h				
Teplota zkoušky [°C]	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Z [%]
20	628	752	5,5	15
20	667	808	5	15
700	618	780	9,5	17
800	607	806	7	18
850	549	714	12,5	39
900	350	582	13	25
950	263	458	12,5	28
1000	209	358	21,5	35
1050	147	255	29	52

IN713LC VS+DZ-2000 h				
Teplota zkoušky [°C]	Rp0,2 [MPa]	Rm [Mpa]	A [%]	Z [%]
20	627	784	9	18
20	605	712	7,5	23
700	607	819	19,5	22
800	623	757	8,5	27
850	587	645	12,5	30
900	435	509	9	27
950	327	385	13	18
1000	246	276	23	42
1050	172	194	23,5	57

IN713LC VS+DZ-5000 h				
Teplota zkoušky [°C]	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Z [%]
20	598	740	8	17
20	593	782	10,1	19
700	598	782	9,5	15
800	569	743	9	18
850	576	628	7,5	23
900	398	485	12	27
950	325	380	11,5	13
1000	248	286	15,5	29
1050	181	197	22	44

Tabulka 8: Naměřená data v UJP Praha a. s tahové zkoušky IN713LC po tepelném zpracování HIP a tepelném vytvrzování a následném dlouhodobém žíhání při 950 °C ve vymezených časech.

IN713LC-TZ				
Teplota zkoušky [°C]	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Z [%]
20	701	869	9	19
20	661	884	7	18
700	665	826	8,5	16
800	501	715	8,5	17
850	357	597	7,5	15
900	280	473	10,5	17
950	211	349	18	27
1000	161	248	19,5	28
1050	181	197	22	44

IN713LC TZ+DZ-1000 h				
Teplota zkoušky [°C]	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Z [%]
20	630	863	9,5	23
20	625	816	10,5	20
700	606	788	8	17
800	600	813	5,5	9
850	522	696	10	10
900	363	562	20,5	37
950	252	446	22	32
1000	192	338	36,5	45
1050	146	248	29,5	4

IN713LC TZ+DZ-2000 h				
Teplota zkoušky [°C]	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Z [%]
20	625	842	12,5	17
20	624	849	12	20
700	613	745	7	15
800	646	768	11,5	23
850	596	652	10,5	27
900	436	515	16	40
950	324	387	27,5	39
1000	241	277	31	43
1050	168	190	30,5	55

IN713LC TZ+DZ5000				
Teplota zkoušky [°C]	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Z [%]
20	610	869	10,5	16
20	604	874	11,5	18
700	578	789	11,5	20
800	604	752	10,5	17
850	597	654	10,5	17
900	413	486	16	29
950	312	375	26,5	39
1000	252	291	23	45
1050	159	196	33	56

Tabulka 9: Výsledky zkoušky tvrdosti dle Vickerse (UJP Praha a. s.)

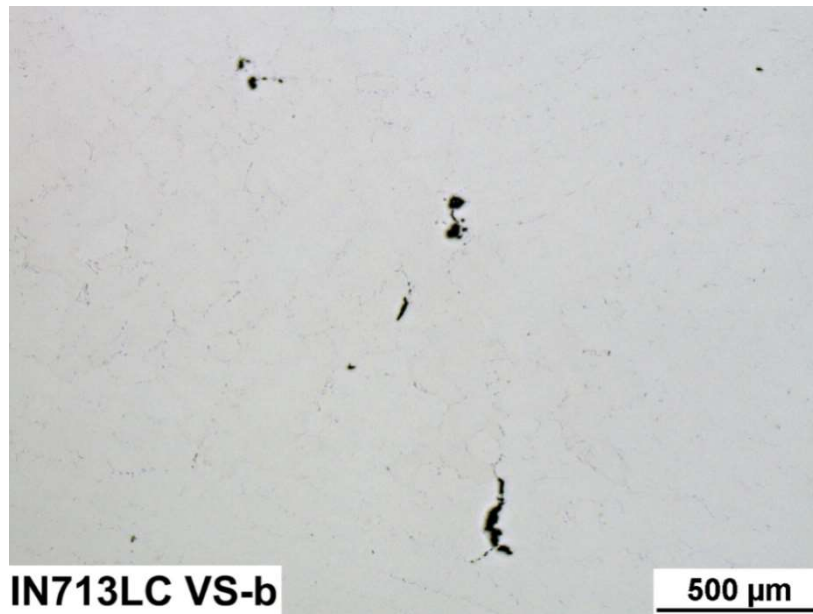
Typ vzorku	HV 30
713LC-VS	365
713LC-VS-DZ-1000 h	319
713LC-VS-DZ-2000 h	318
713LC-VS-DZ-5000 h	300

Tabulka 10: Naměřené hodnoty tvrdosti dle Vickerse.

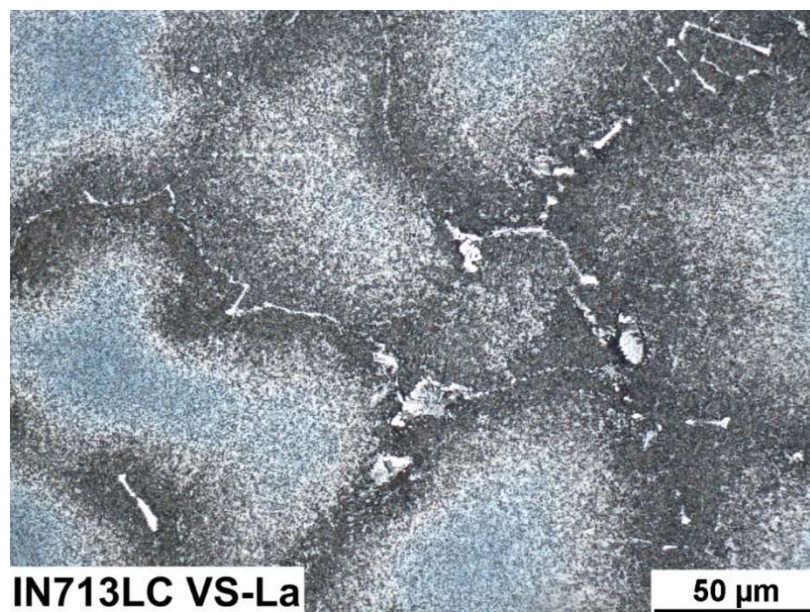
Typ vzorku	číslo měření	d1 [μm]	d2 [μm]	HV30	střední hodnota
713LC-TZ-DZ	1	382	397	367	358 ±11
	2	396	391	359	
	3	401	387	358	
	4	391	390	365	
	5	406	404	339	
713LC-TZ-DZ-1000	6	401	432	321	335 ±12
	7	398	395	354	
	8	421	399	331	
	9	417	399	334	
	10	417	400	333	
713LC-TZ-DZ-2000	11	419	398	333	342 ±12
	12	404	394	349	
	13	408	398	343	
	14	408	409	333	
	15	407	388	352	
713LC-TZ-DZ-5000	16	409	398	342	339 ±12
	17	400	395	352	
	18	414	401	335	
	19	414	421	319	
	20	402	401	345	

b. METALOGRAFICKÁ ANALÝZA

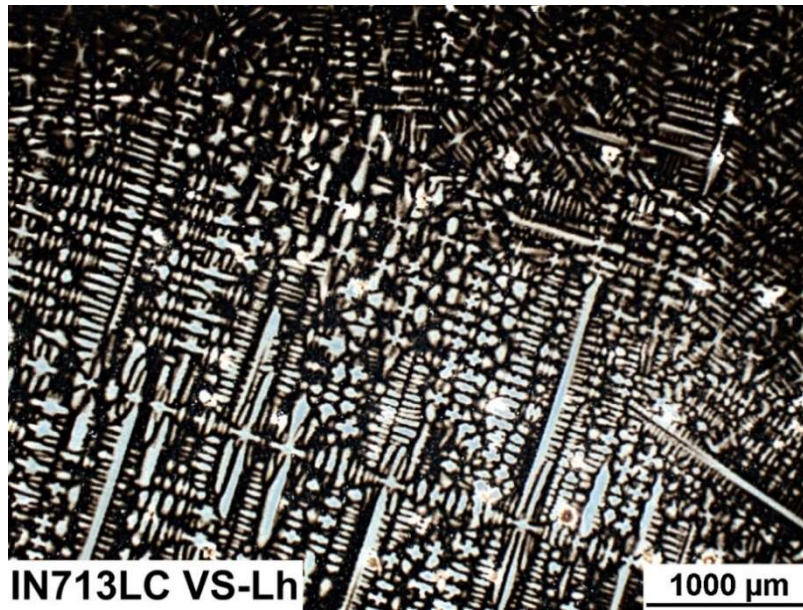
- IN713LC-VS



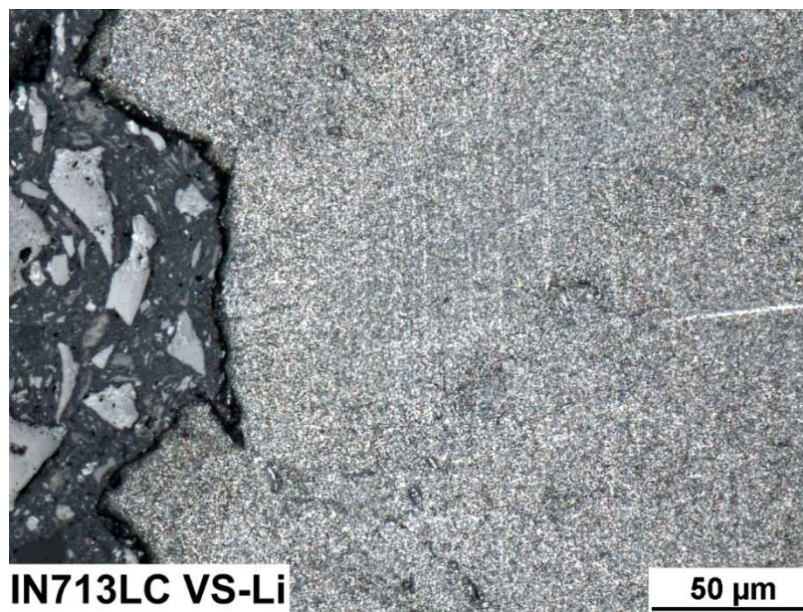
Obrázek 13: karbidy, dendritická struktura



Obrázek 14: hranice zrn s karbidy

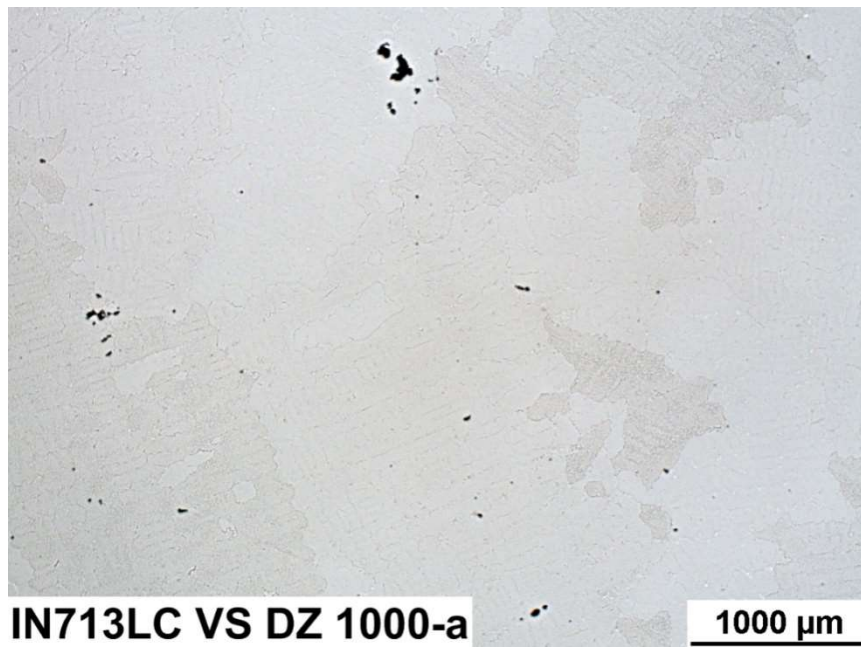


Obrázek 15: Dendritická struktura

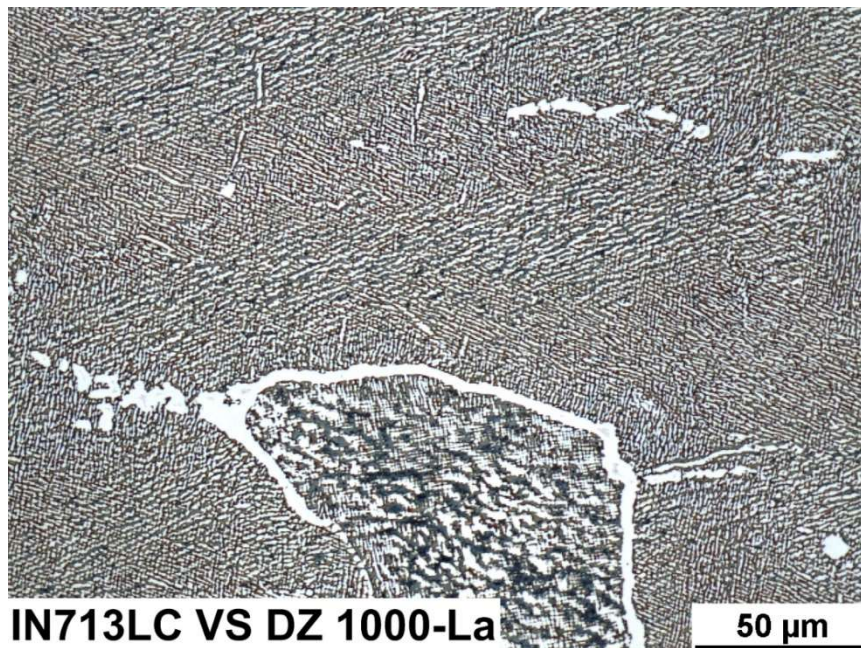


Obrázek 16: Lomová struktura

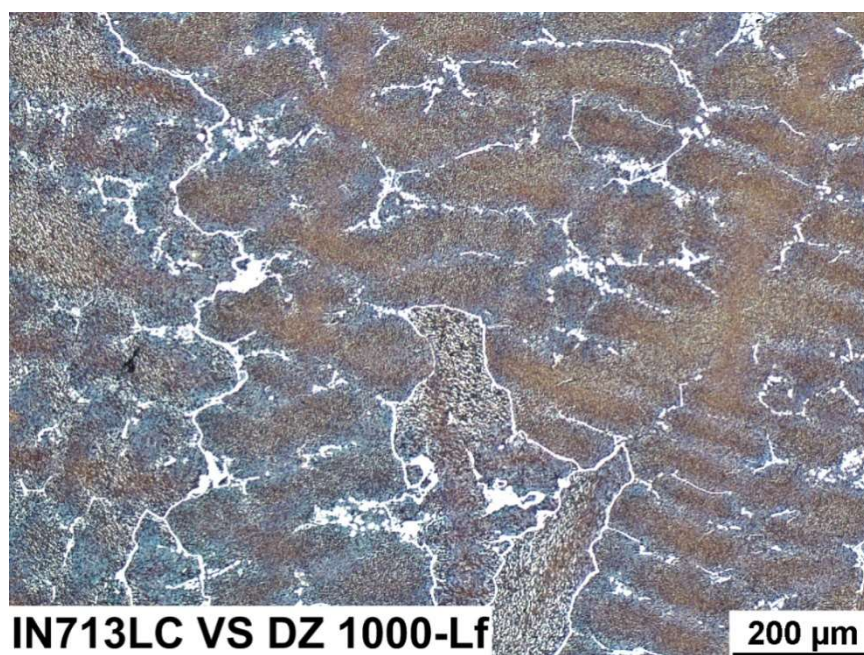
- IN713LC-VS-DZ-1000 h



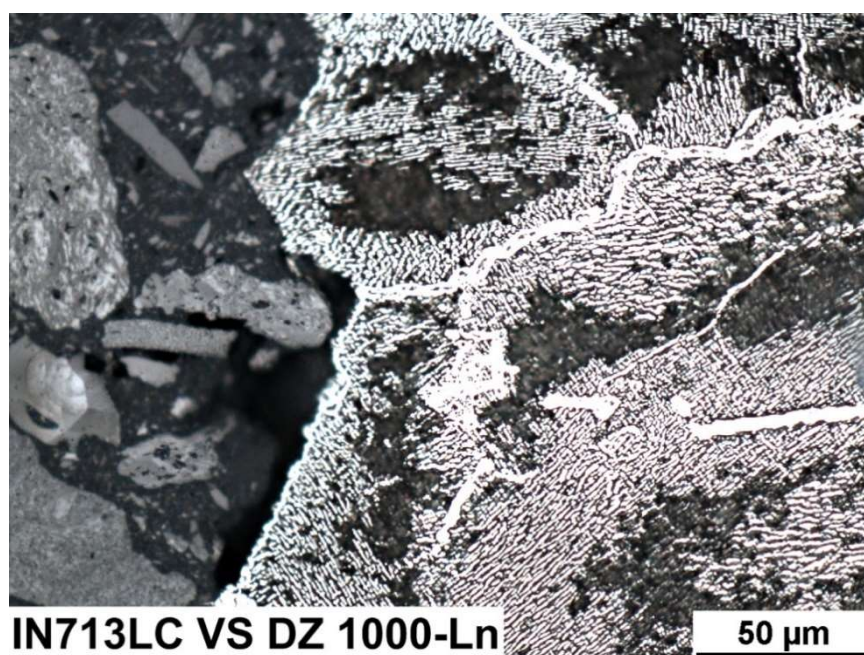
Obrázek 17: Dendritická struktura s karbidy



Obrázek 18: Hranice zrna, řádkování fáze γ'

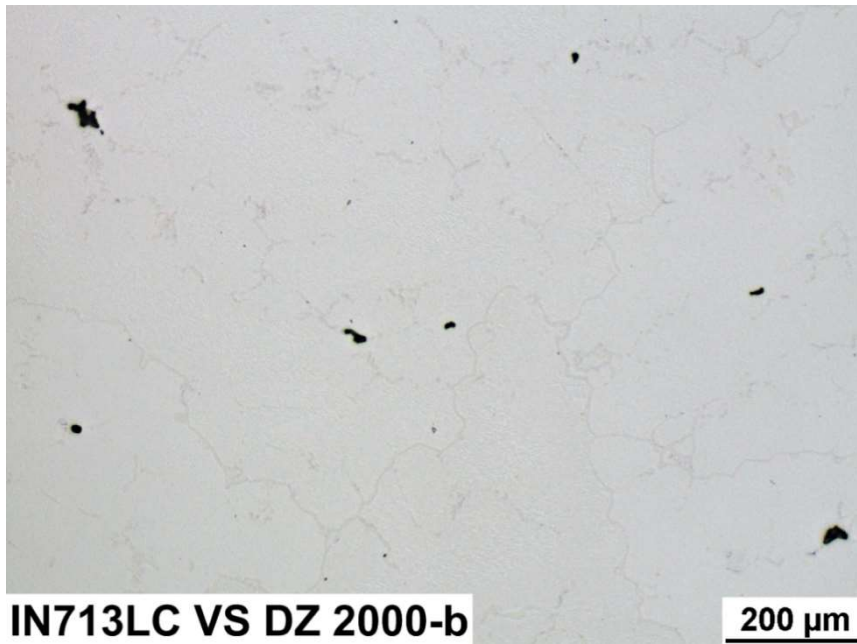


Obrázek 19: Hranice zrn

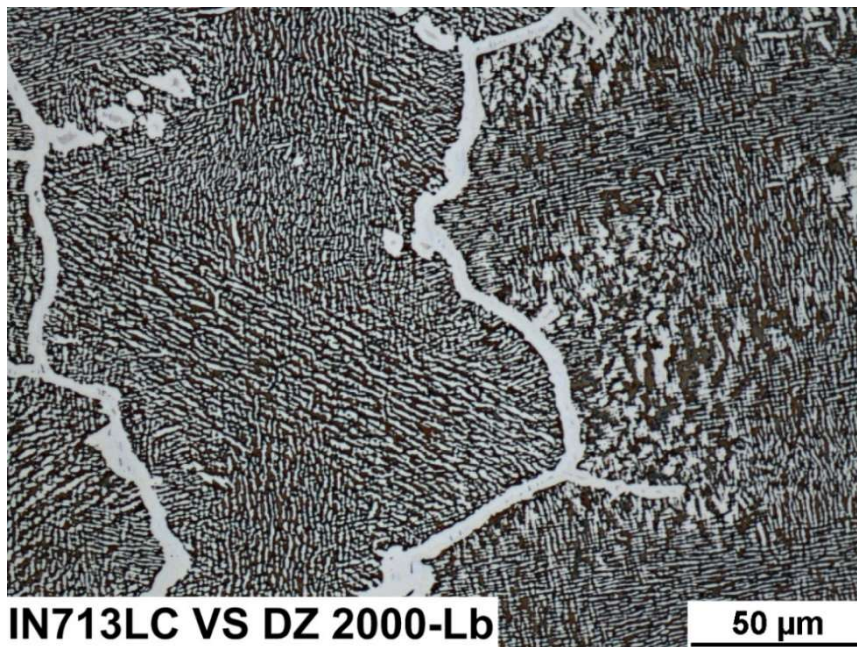


Obrázek 20: Lom po hranici zrna a částečně napříč zrnem

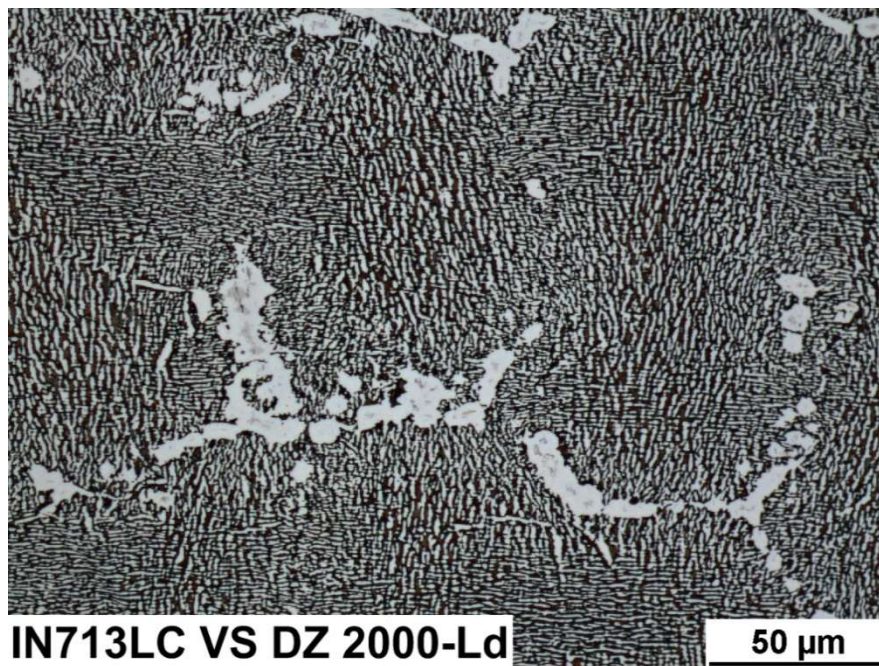
- IN713LC-VS-DZ-2000 h



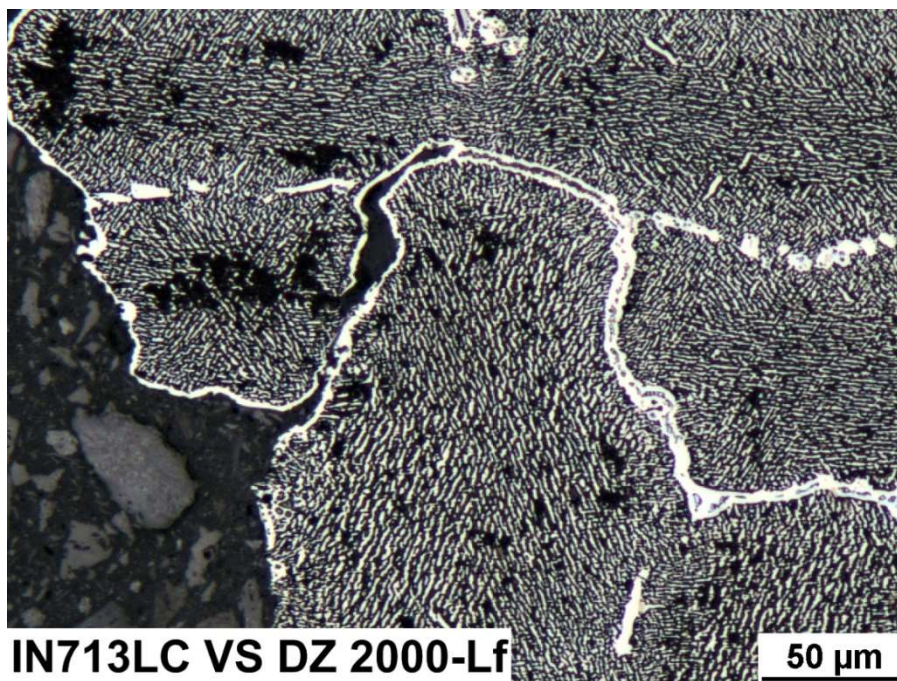
Obrázek 21: Hranice zrn, lící struktura



Obrázek 22: Hranice zrna s fází γ'

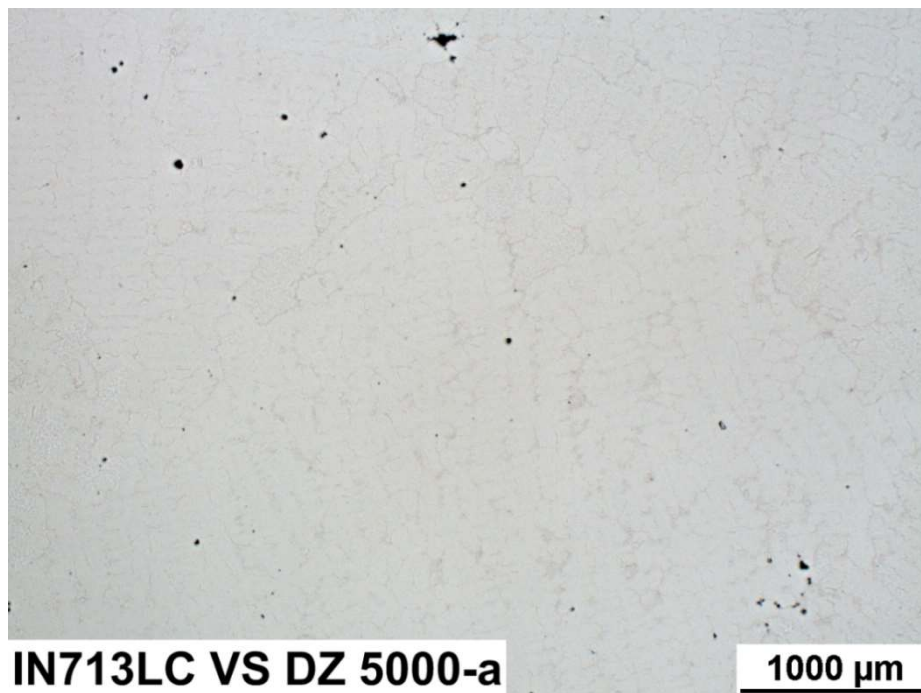


Obrázek 23: Fáze γ' s MC karbidy

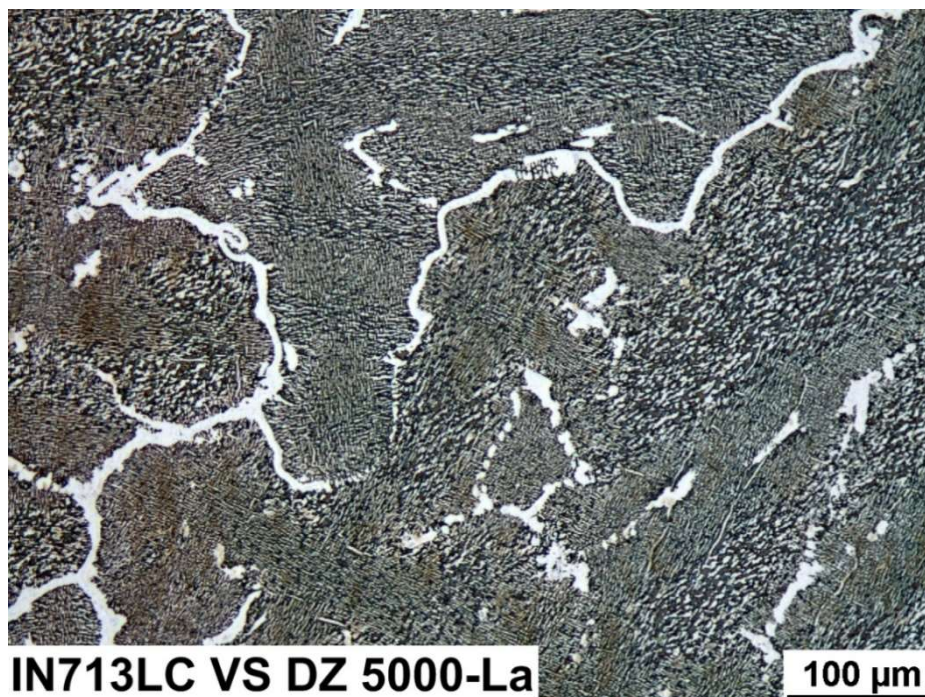


Obrázek 24: Lom po hranici zrna a karbidy MC

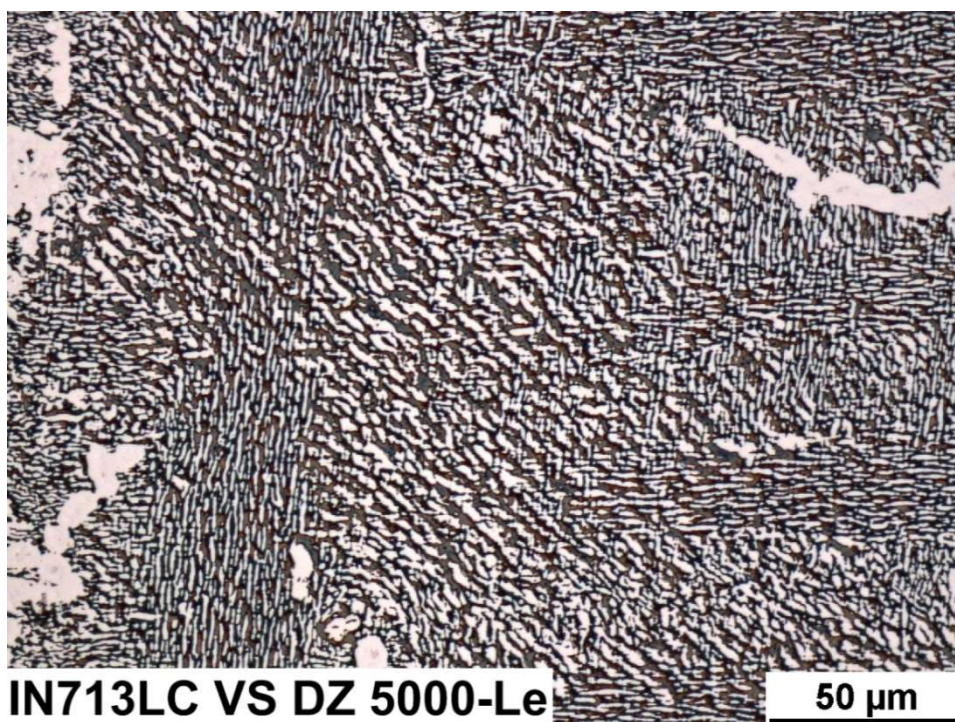
- IN713LC-VS-DZ-5000 h



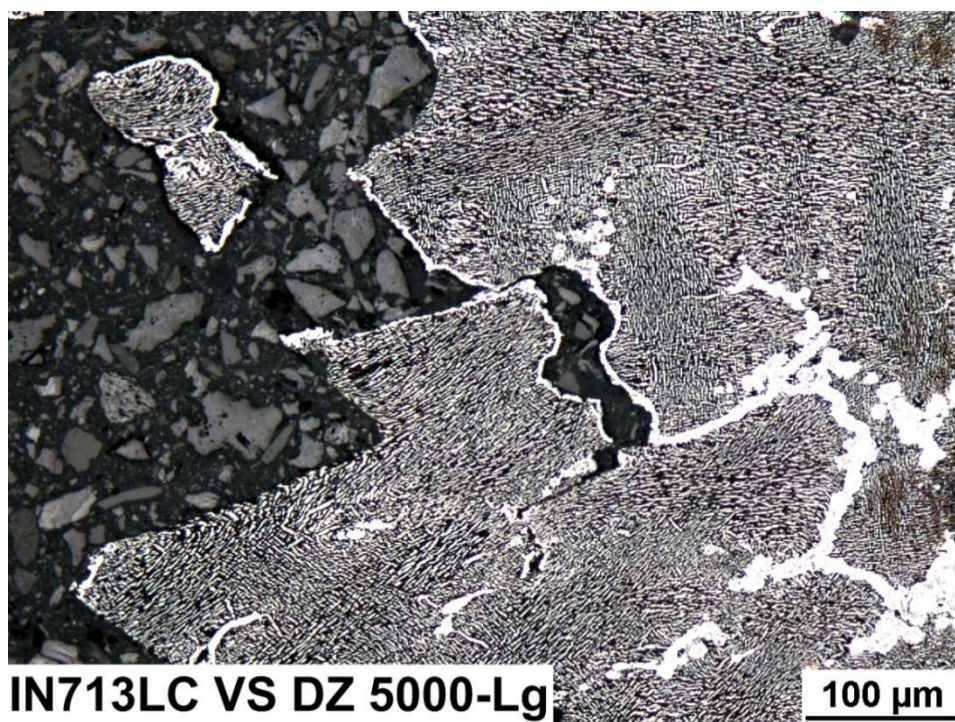
Obrázek 25: Karbidy typu MC vyloučené v mezidendritických prostorech



Obrázek 26: Hranice zrn

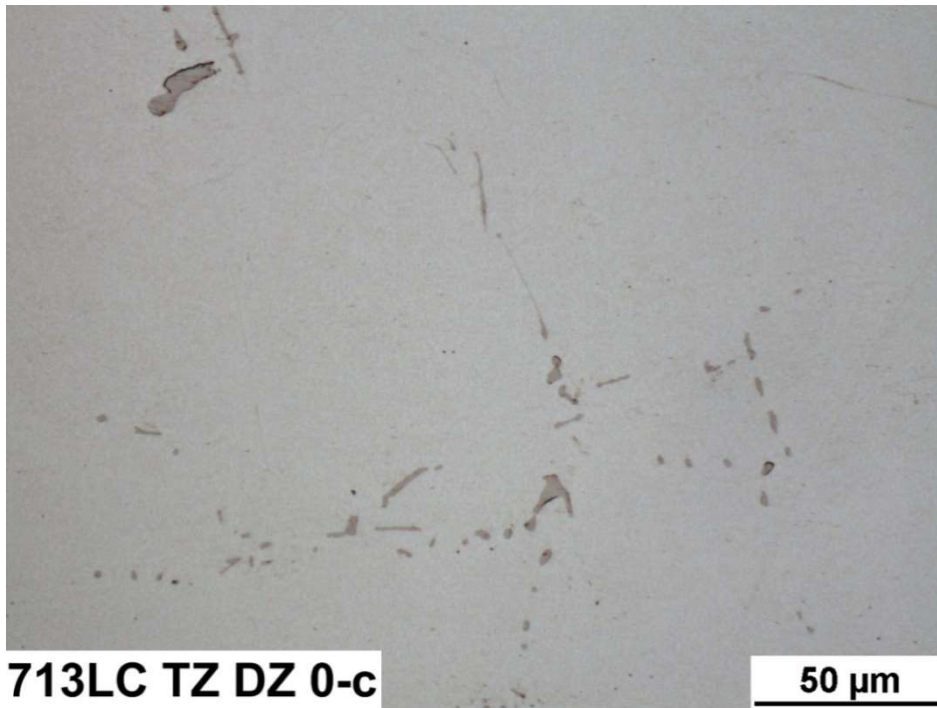


Obrázek 27: Tvorba řádků faze γ' (rafting)

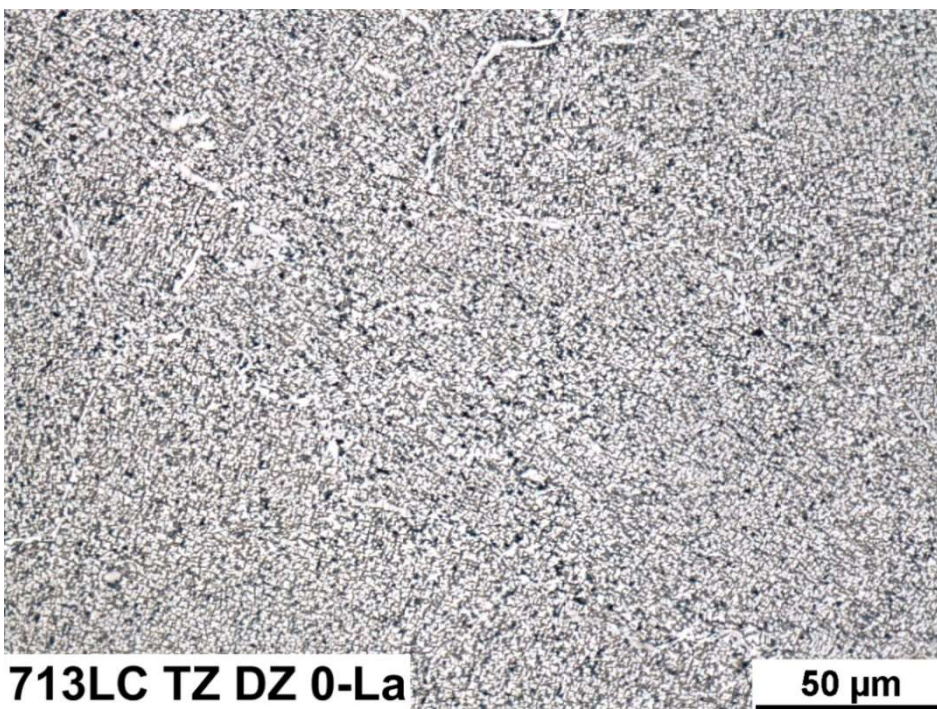


Obrázek 28: Částečný lom o hranicích zrn a napříč zrnem

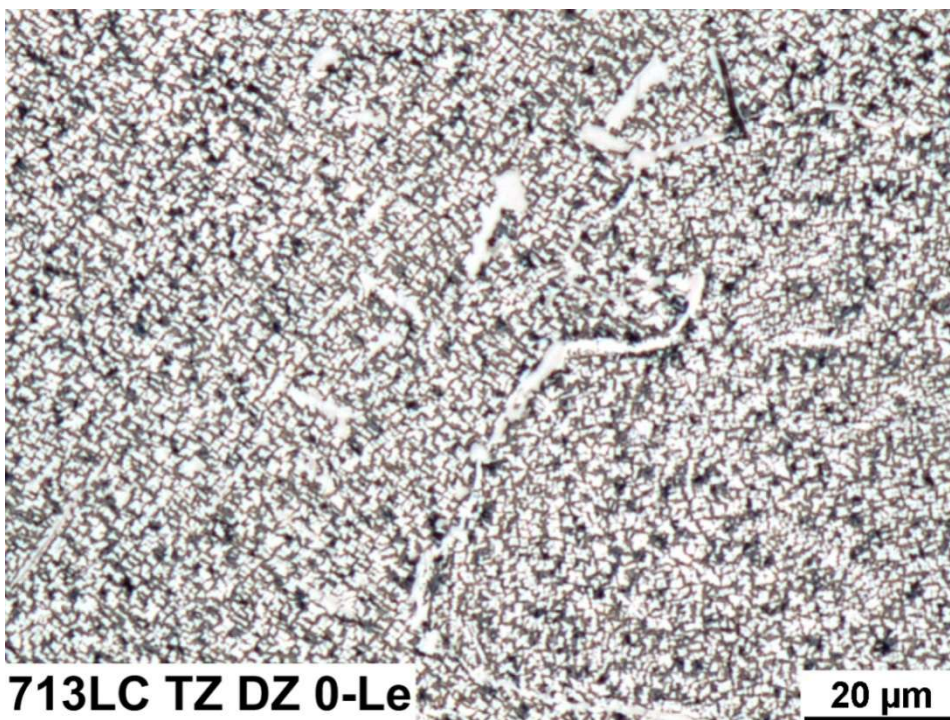
- IN713LC-TZ



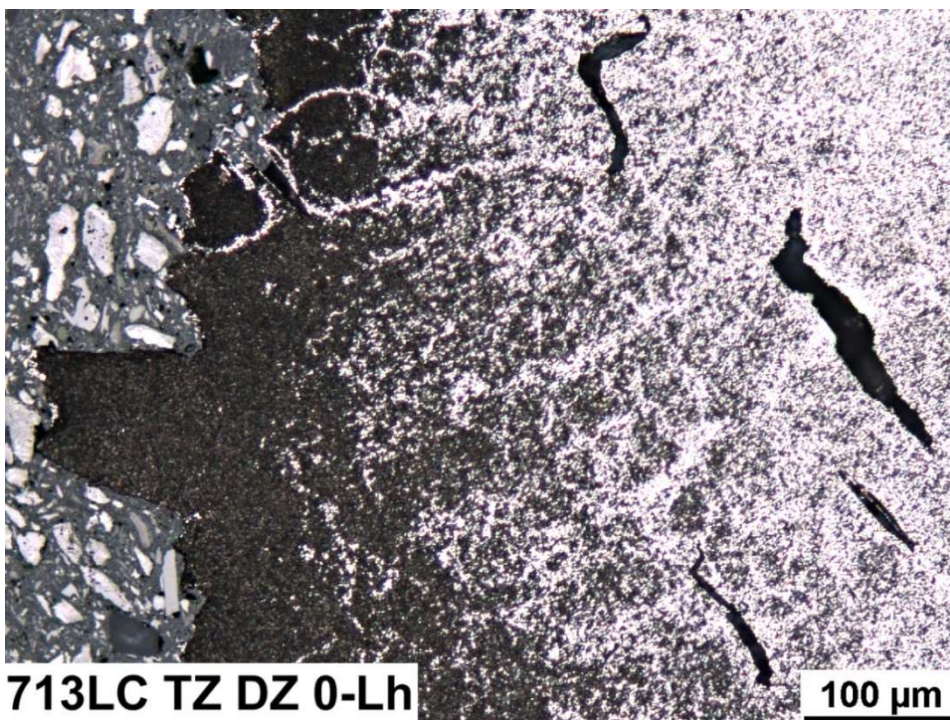
Obrázek 29: Výskyt karbidů ve struktuře



Obrázek 30: Fáze Y'

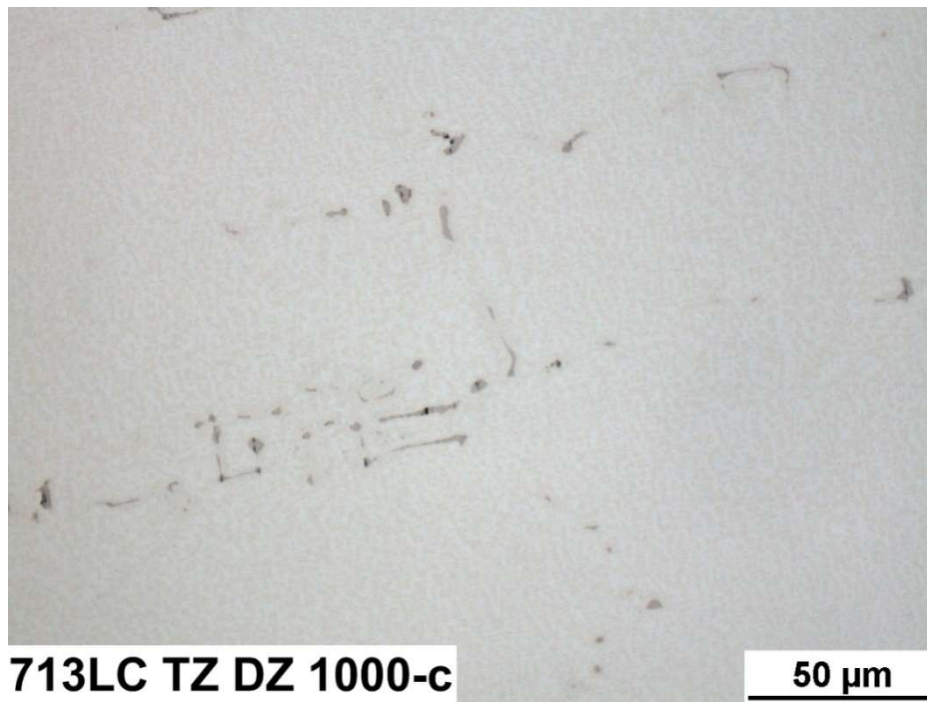


Obrázek 31: Hranice zrn

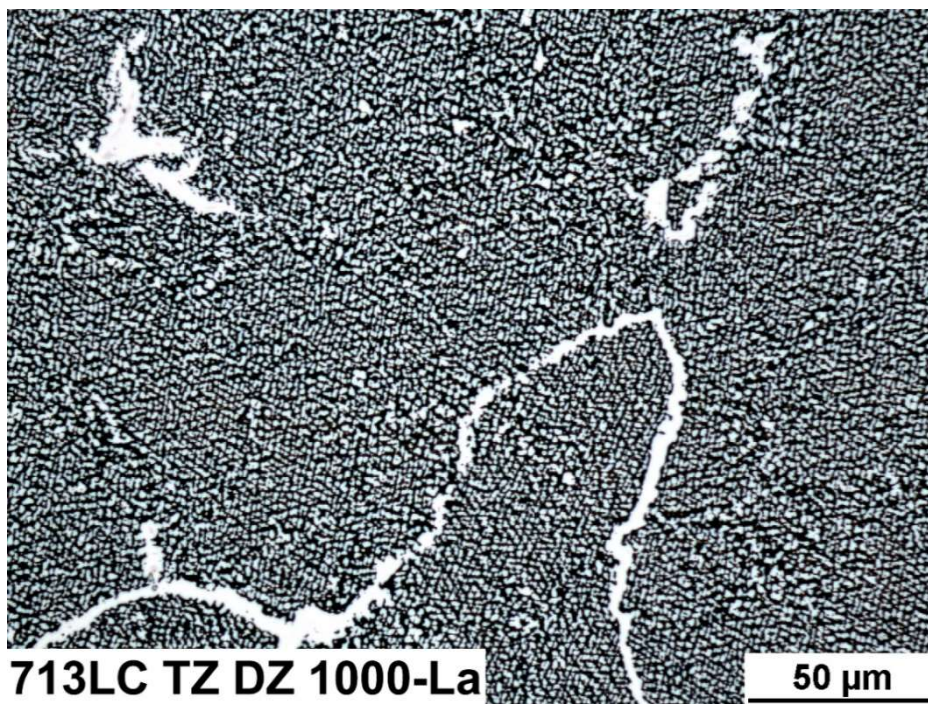


Obrázek 32: Lom s prasklinami ve struktuře

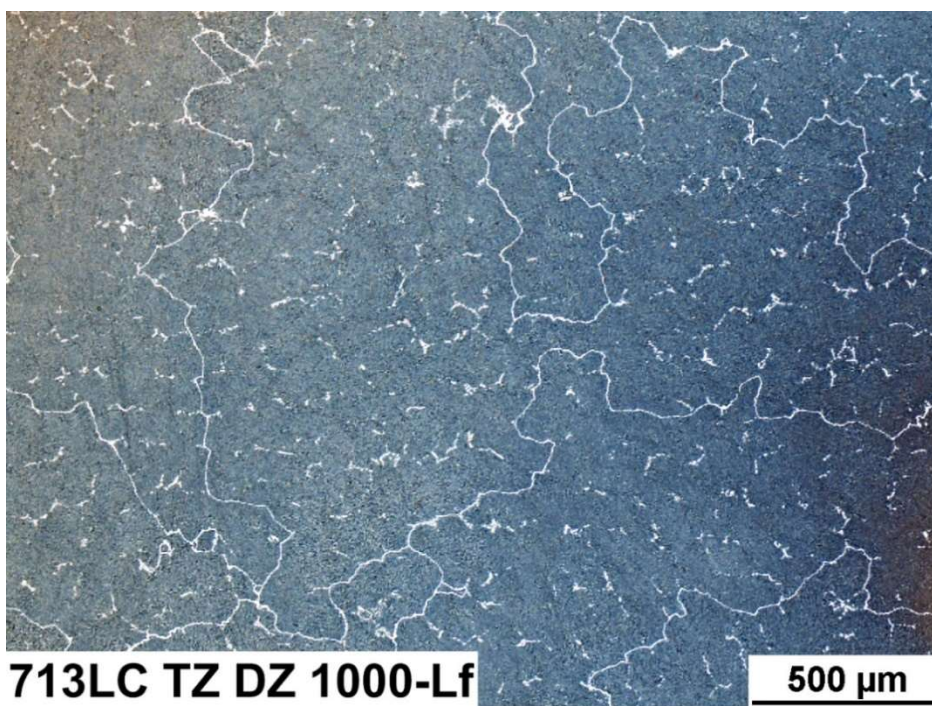
- IN713LC-TZ-DZ-1000 h



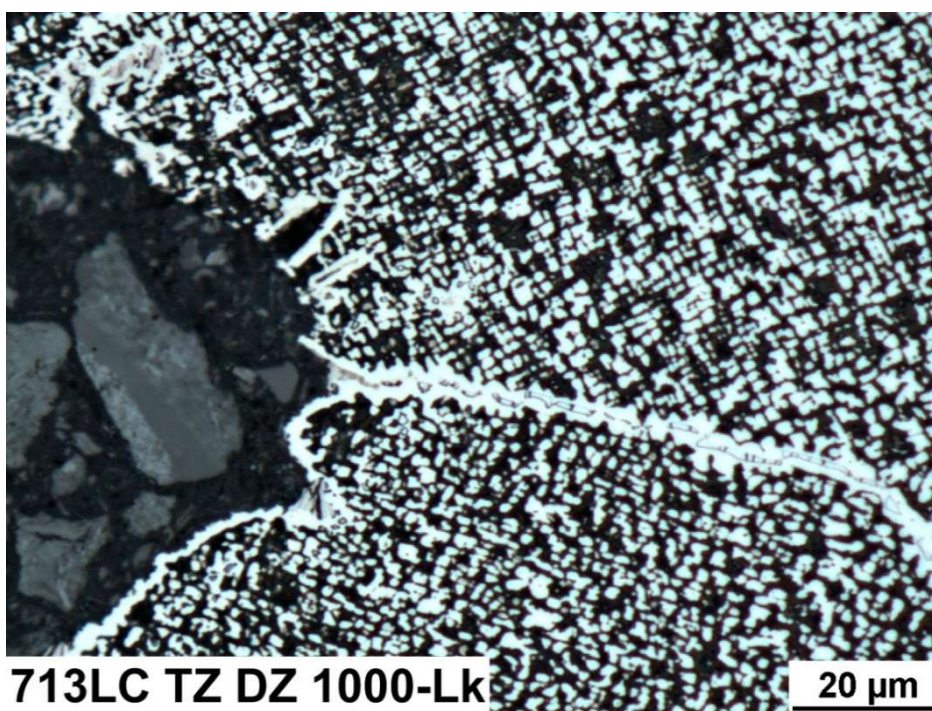
Obrázek 33: Karbidy typu MC v mezidendritických prostorech



Obrázek 34: Hranice zrn s fází Y'

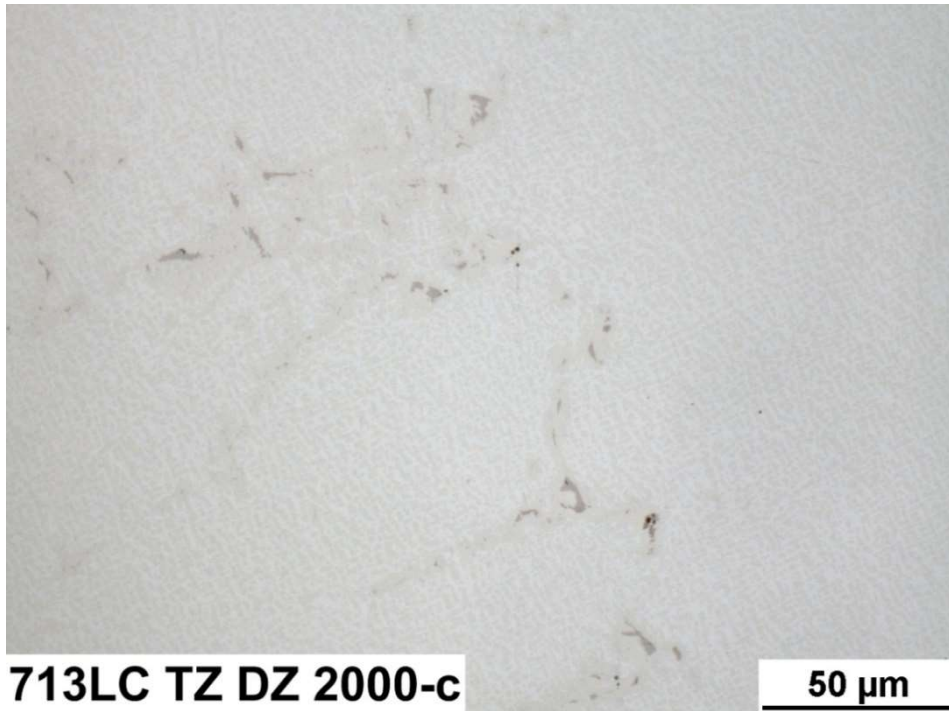


Obrázek 35: Hranice zrn, lící struktura

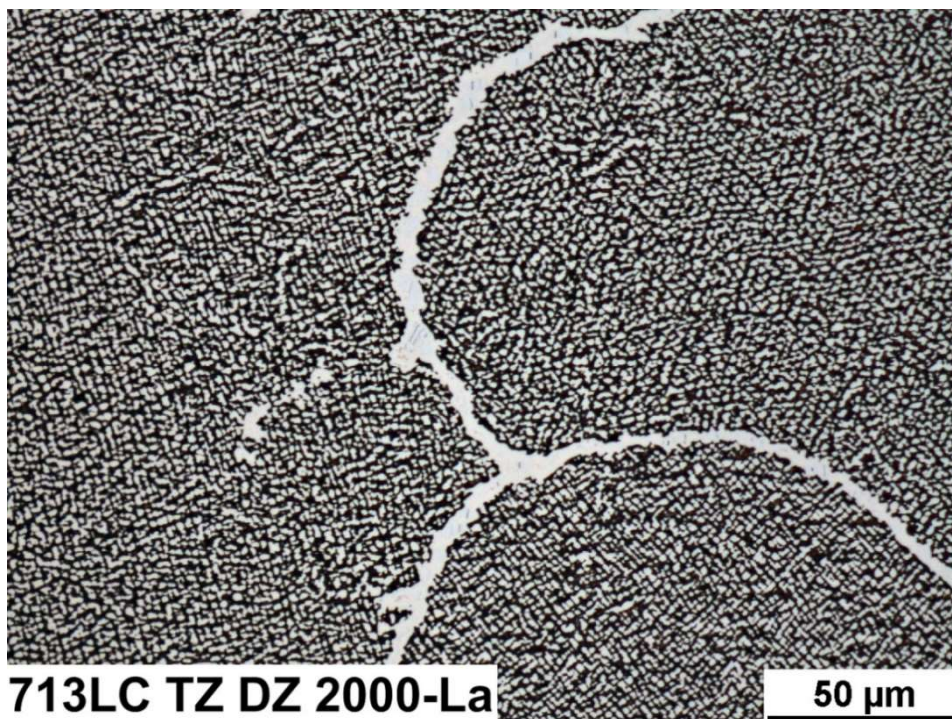


Obrázek :36 Lom po hranici zrna a napříč zrnem s karbidy MC

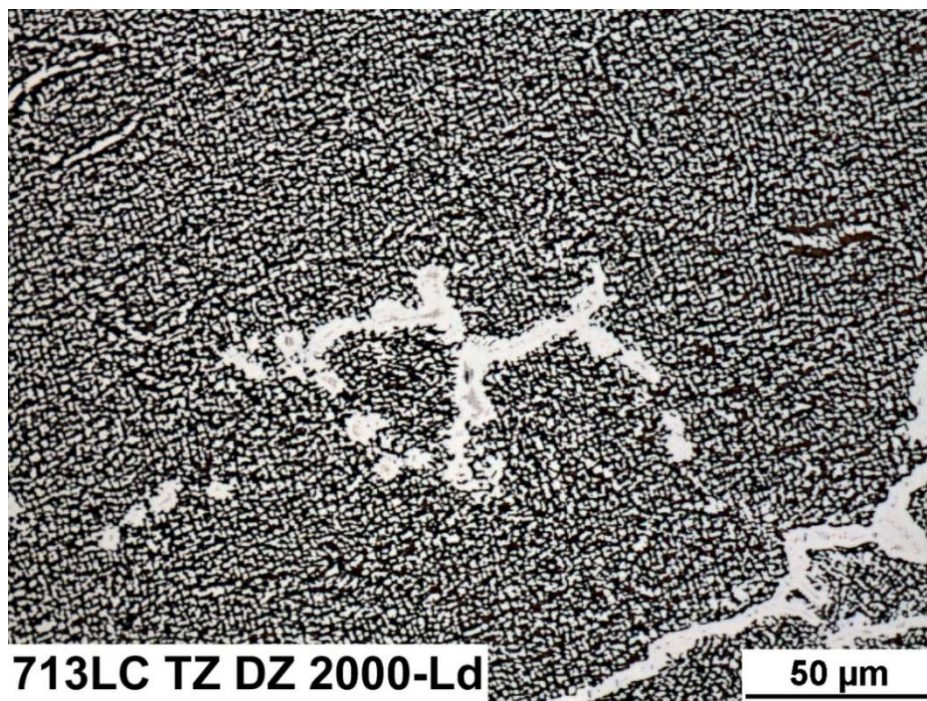
- IN713LC-TZ-DZ-2000 h



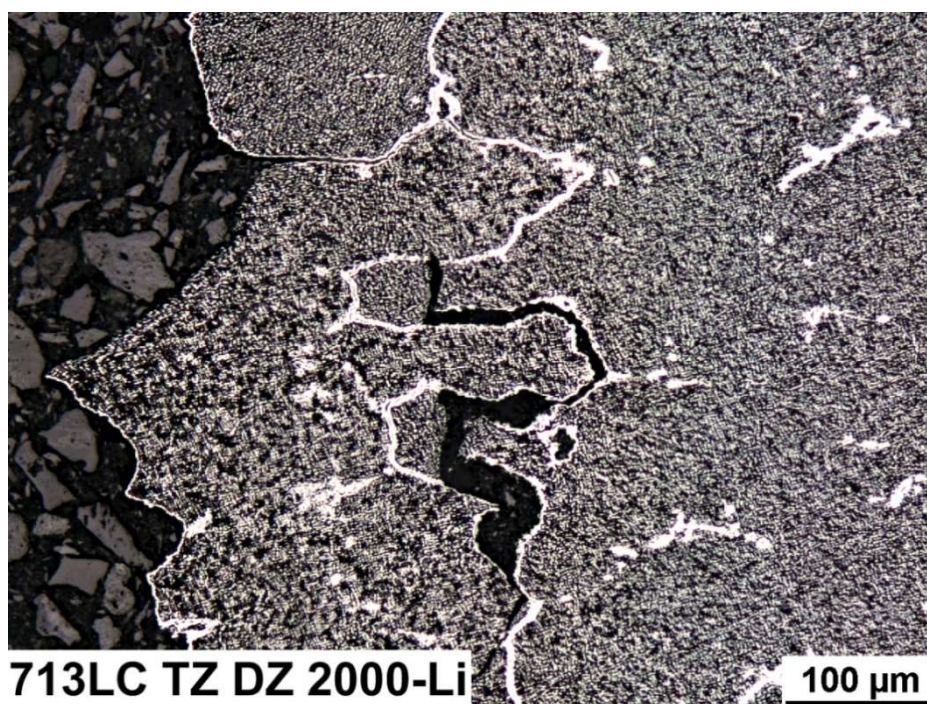
Obrázek 37: Hranice zrn s karbidy



Obrázek 38: Hranice zrn s karbidy MC

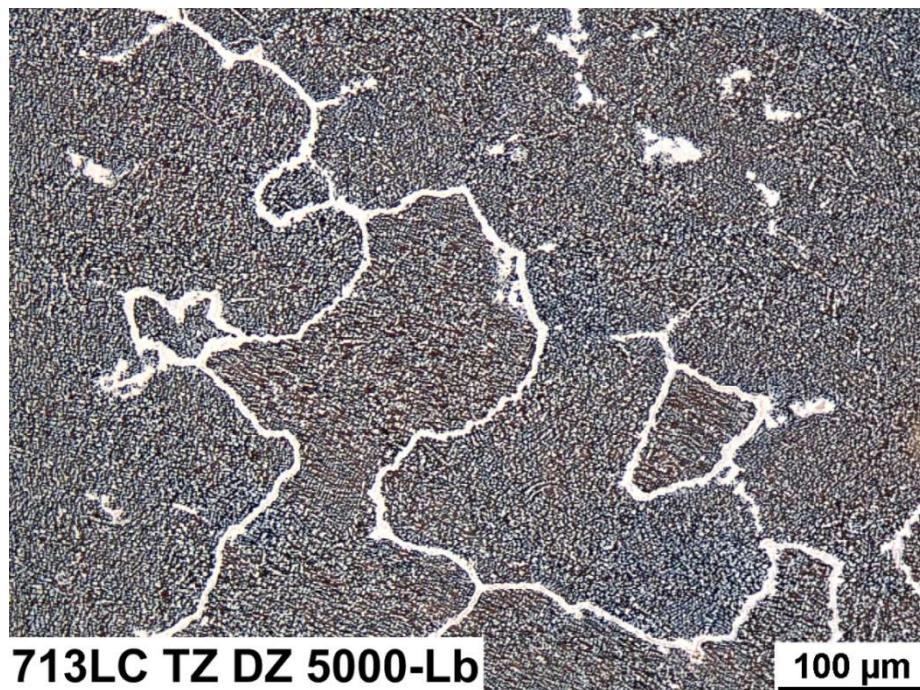


Obrázek 39: Hranice zrn s karbidy MC

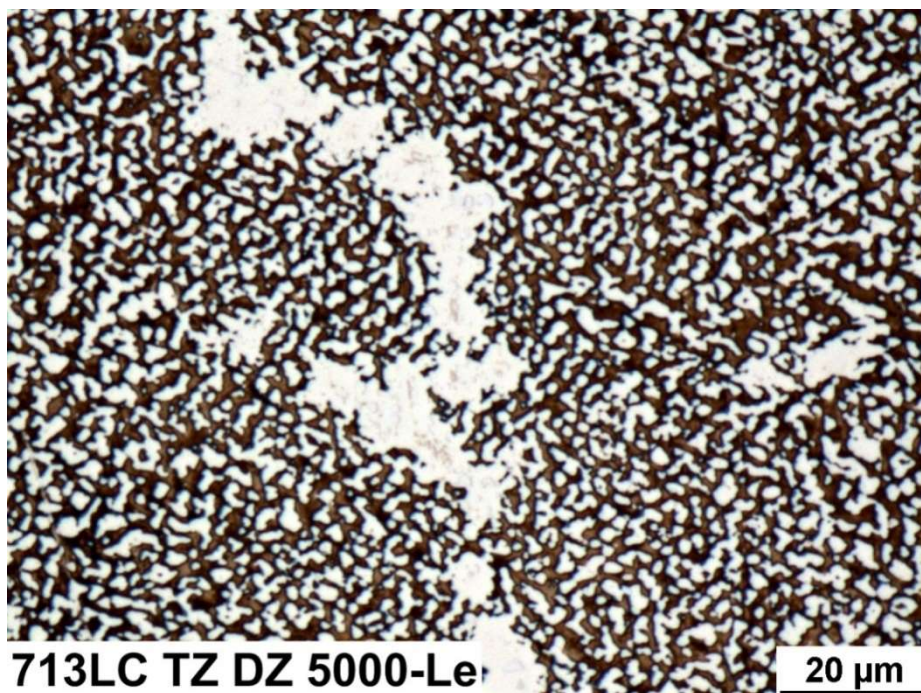


Obrázek 40: Lom po hranici zrn a napříč zrnem s trhlinou ve struktuře po hranici zrna

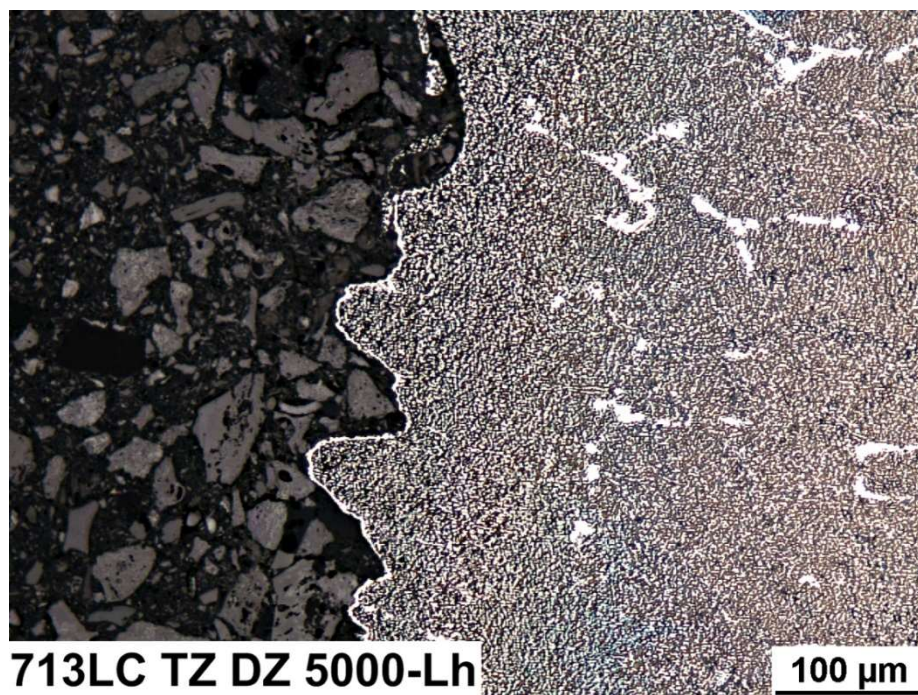
- IN713LC-TZ-DZ-5000 h



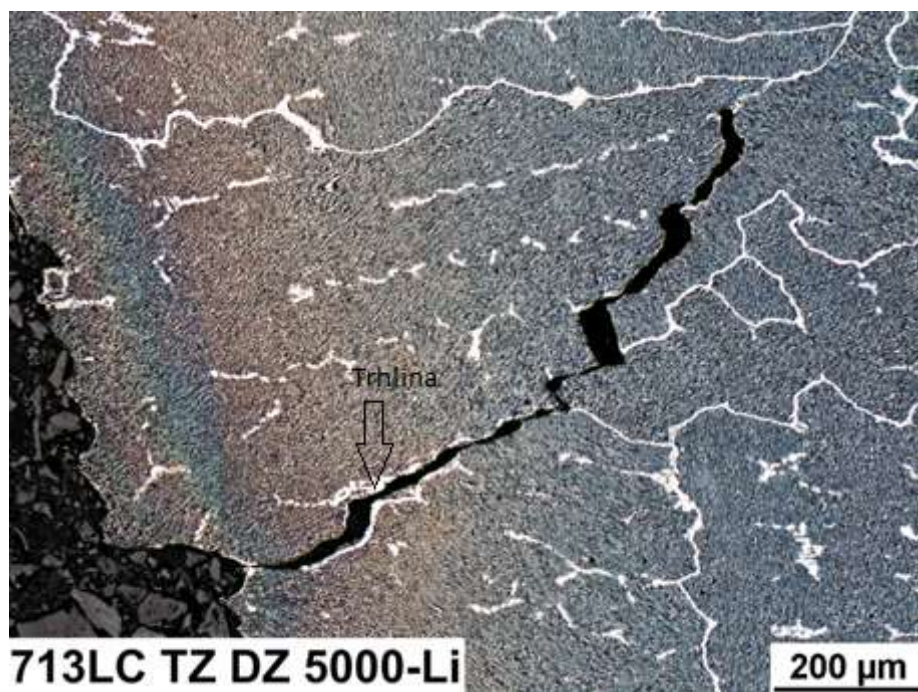
Obrázek 41: Hranice zrn



Obrázek 42: MC karbidy s fází γ



Obrázek 43: Lom po hranici zrna

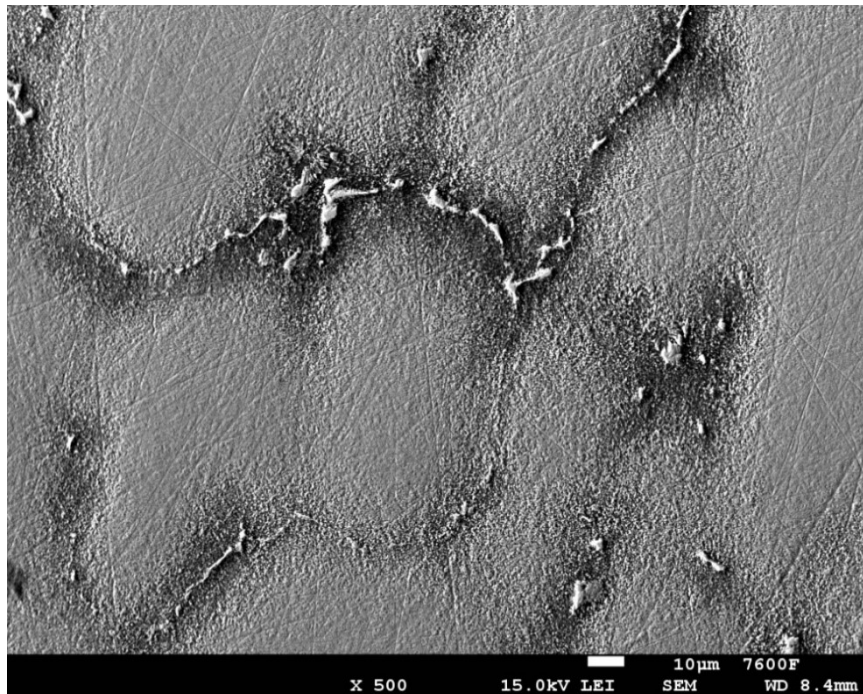


Obrázek 43: Lom napříč zrnem s trhlinou na hranici zrna

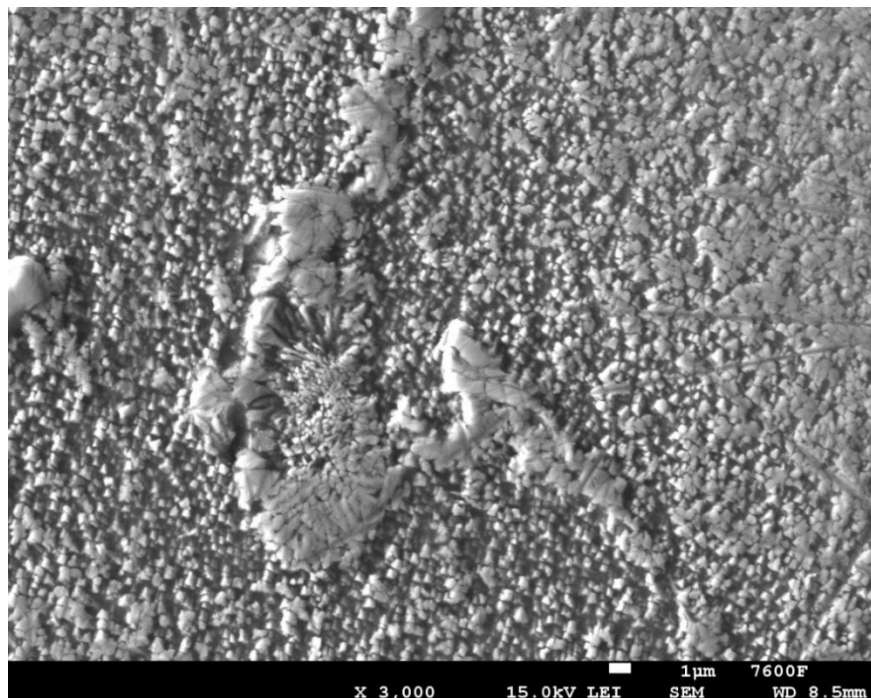
c. ELEKTRONOVÁ MIKROSKOPIE

Vzorky byly pro detailnější strukturní analýzu dokumentovány na řádkovém elektronovém mikroskopu.

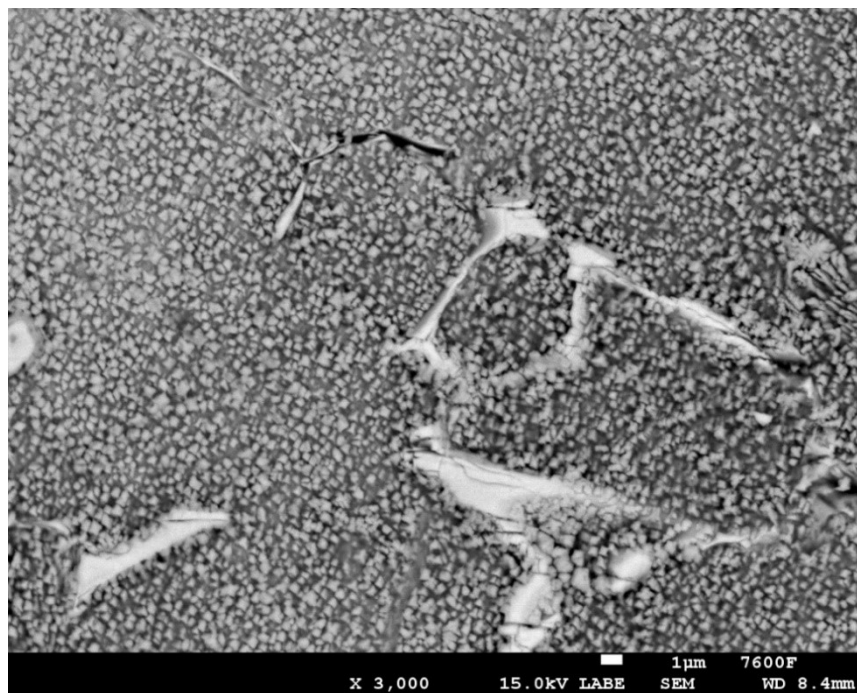
- IN713LC-VS



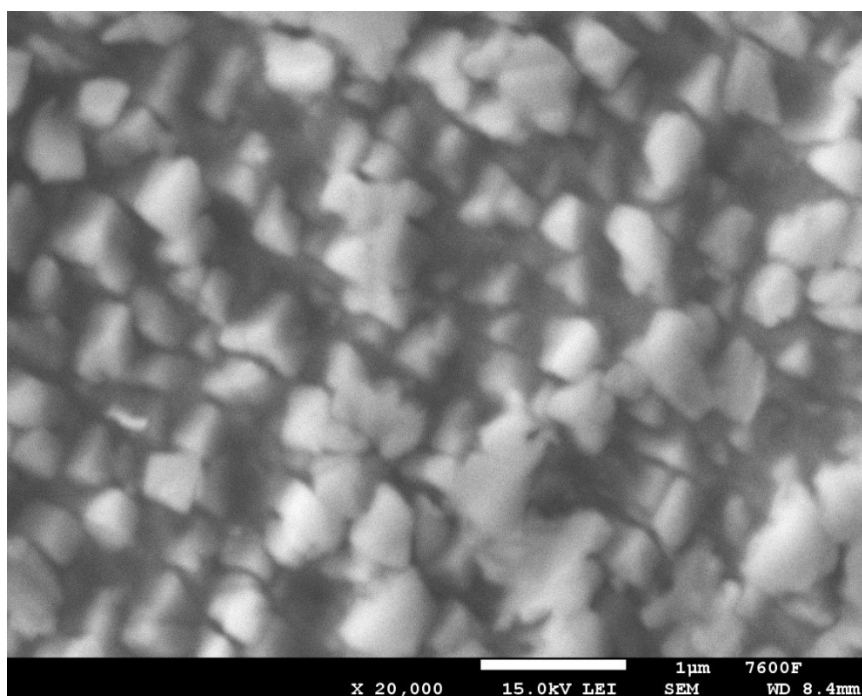
Obrázek 44: lící struktura, hranice zrn s karbidy MC



Obrázek 45: Struktura hranice zrna a matrice tvořená fází γ'

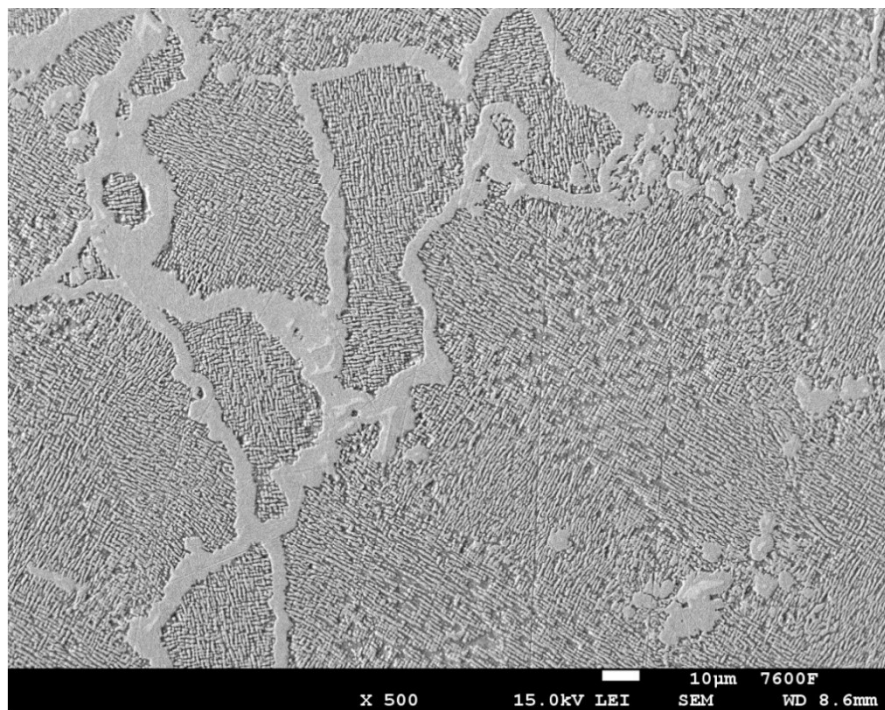


Obrázek 46: Struktura s pravidelným uspořádáním Fáze γ' s vyloučenými karbidy po hranicích zrn

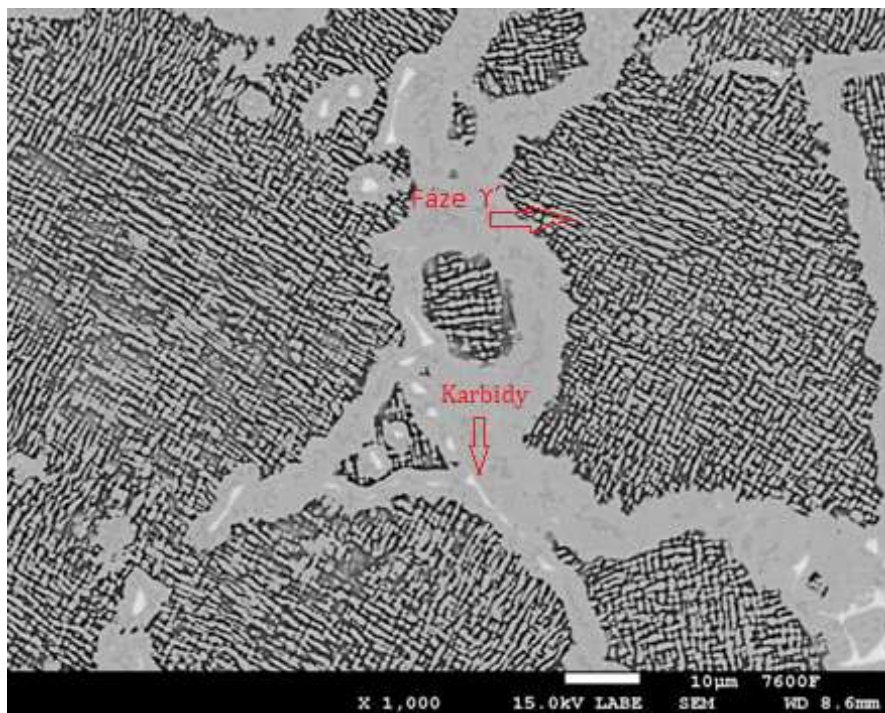


Obrázek 47: Detail fáze γ' s maticí

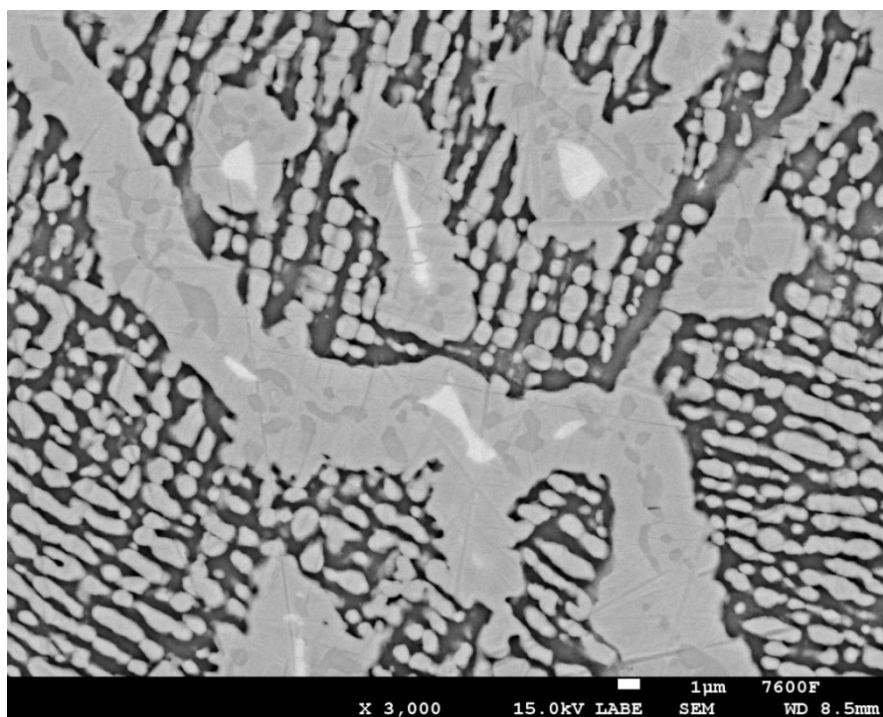
- IN713LC-VS-DZ-1000 h



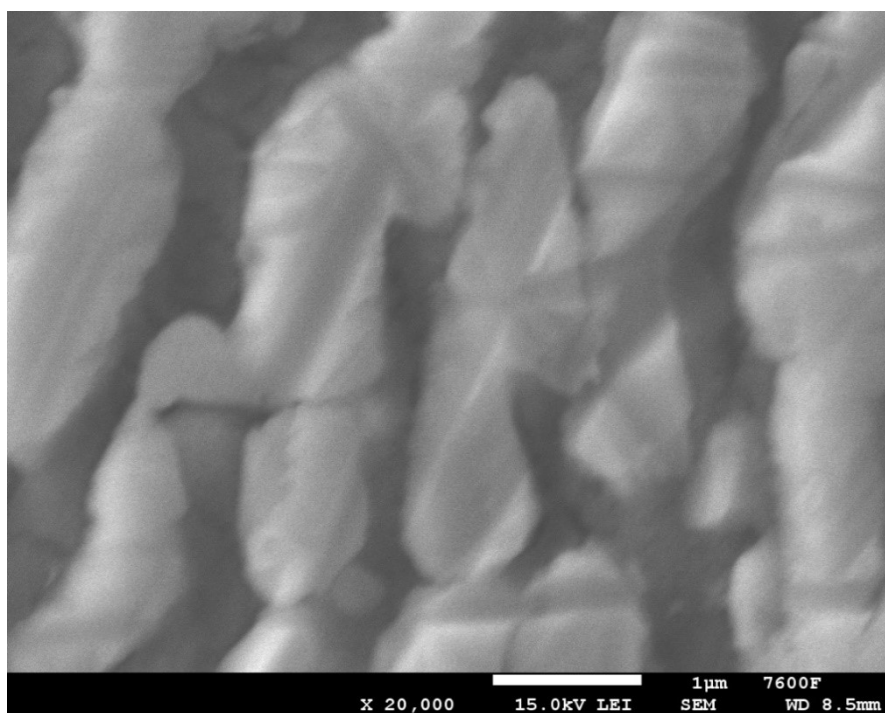
Obrázek 48: Struktura slitiny - hranice zrn s kontinuálně vyloučenou fází γ' a karbidy, uspořádání faze γ uvnitř zrn



Obrázek 49: Hranice zrn s fází γ' a karbidy MC, rafting precipitátů uvnitř zrn

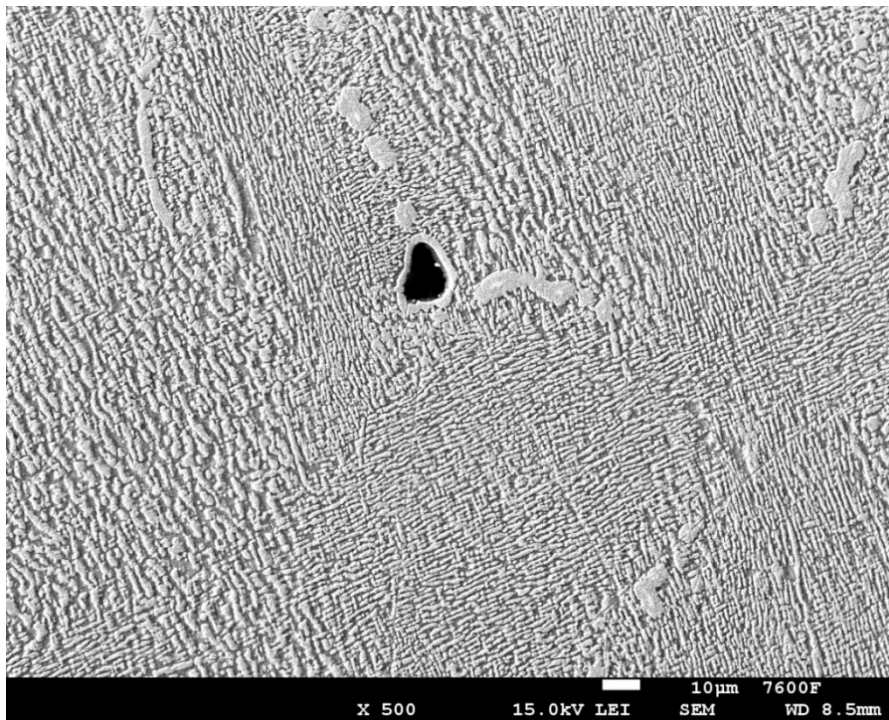


Obrázek 50: Hranice zrn s karbidy a fází γ' - detail

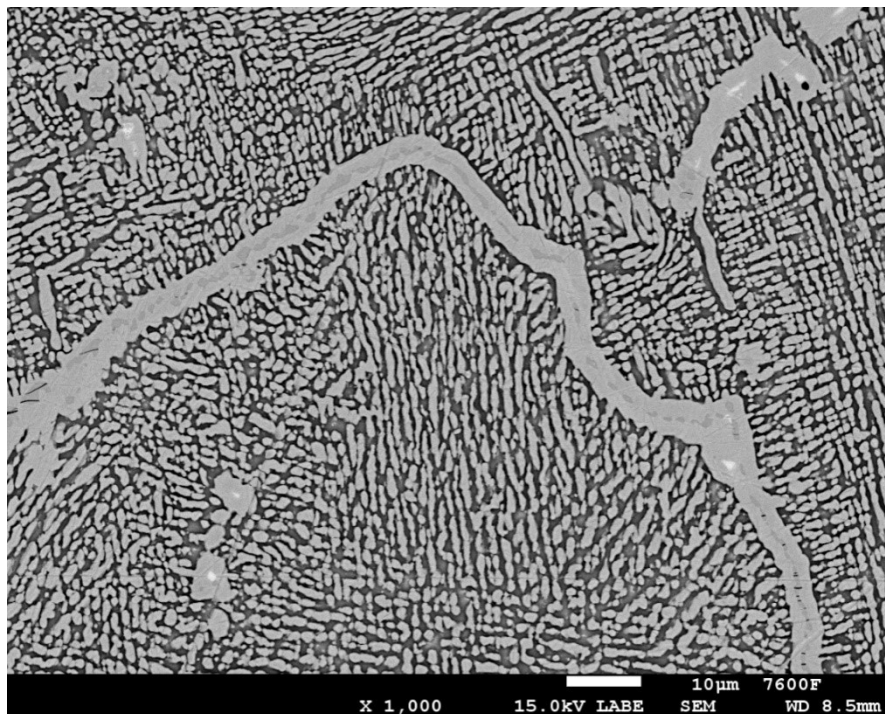


Obrázek 51: Fáze γ' uvnitř zrna - detail

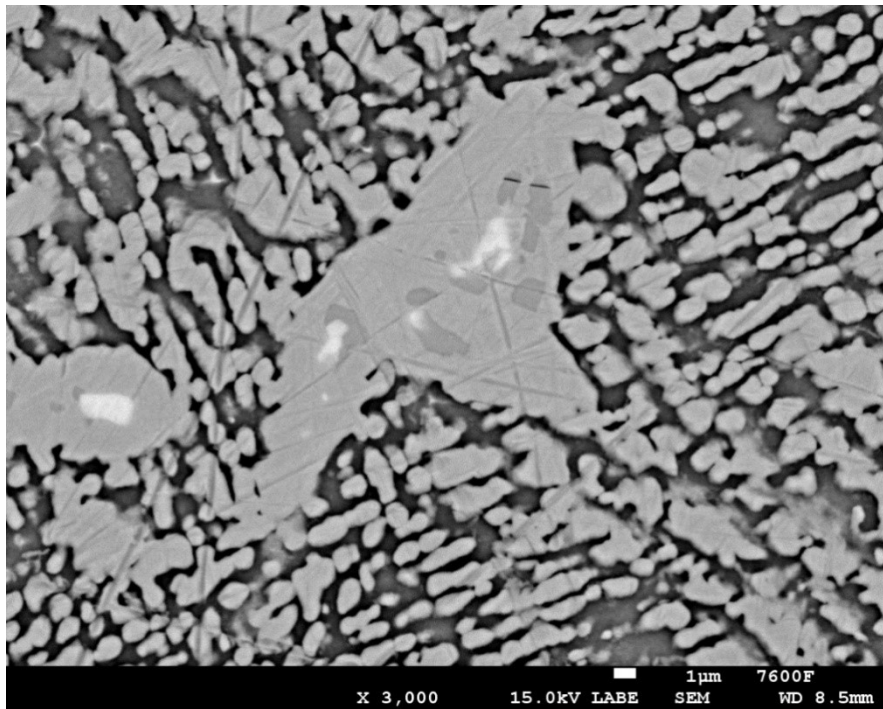
- IN713LC-VS-DZ-2000 h



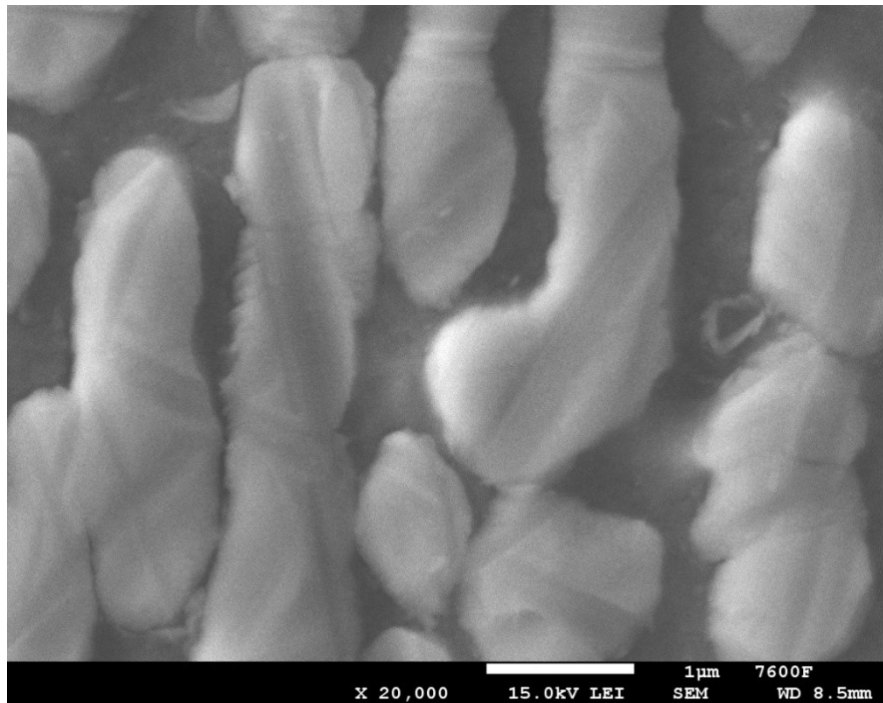
Obrázek 52: Lící vada, struktura - přehled



Obrázek 53: Hranice zrn s fází γ' a karbidy, výrazný rafting

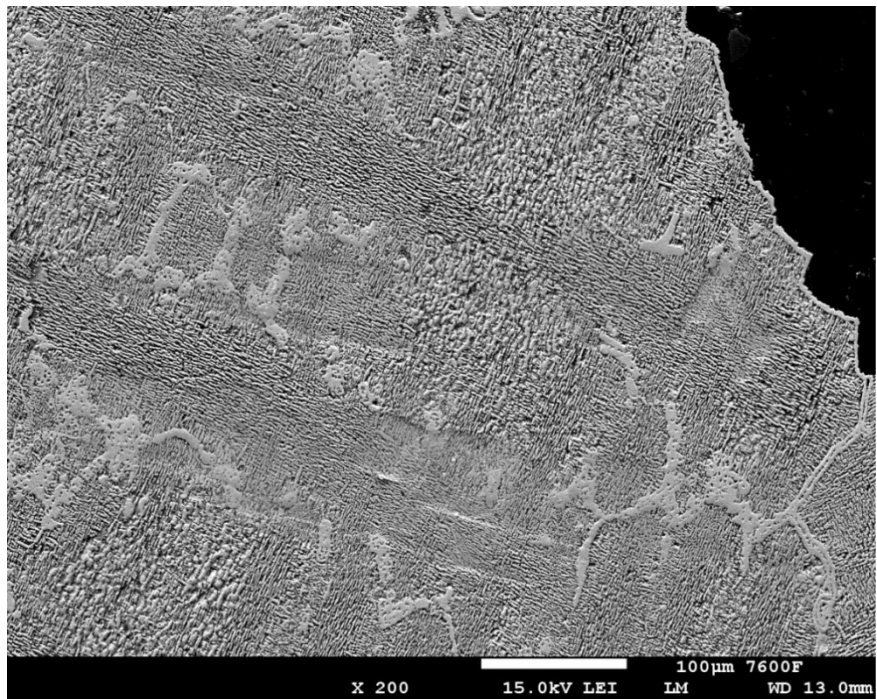


Obrázek 54: Fáze γ' s karbidy na hranici zrn, fáze γ' uvnitř zrn (rafting)

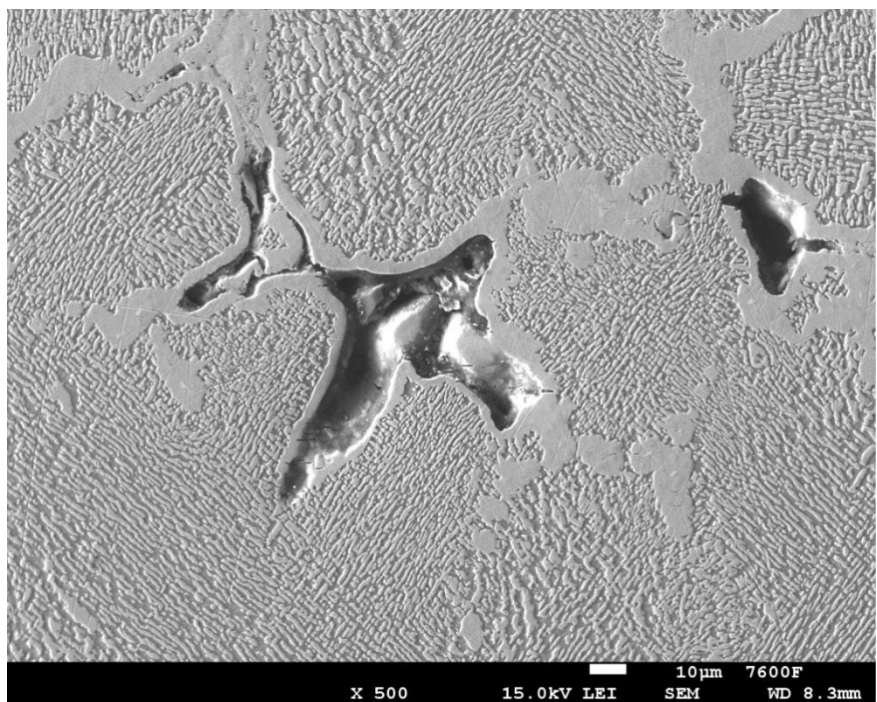


Obrázek 55: Fáze γ' v matrici – detail

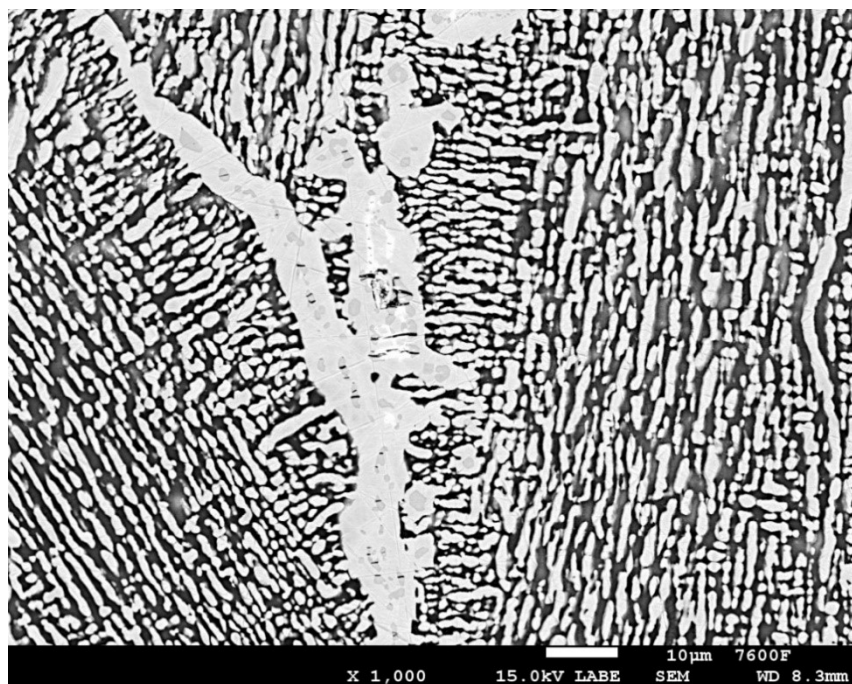
- IN713LC-VS-TZ-5000 h



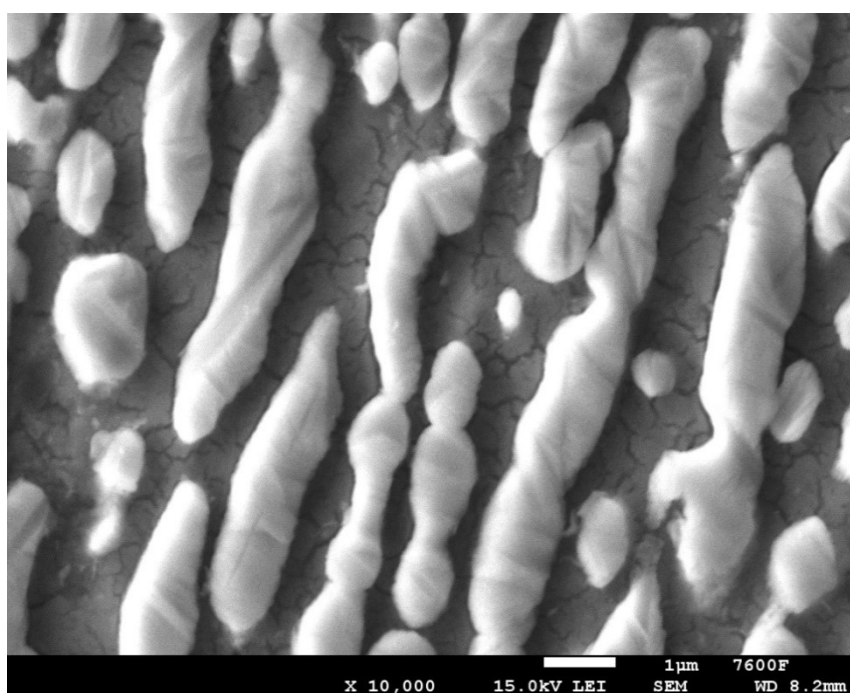
Obrázek 56: Různě orientovaná fáze γ' licí struktura, lomová plocha



Obrázek 57: Fáze γ' , hranice zrn, licí vada

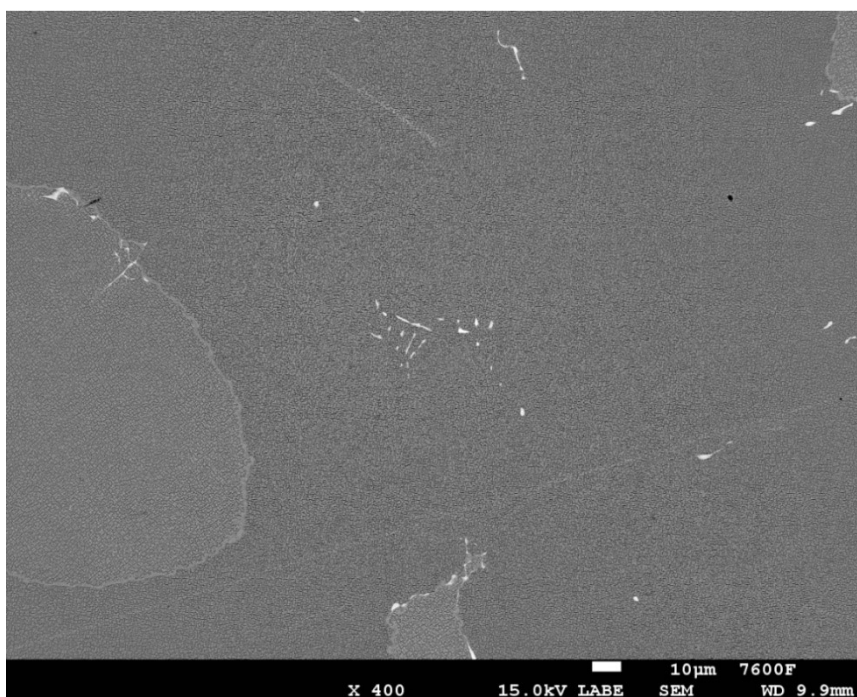


Obrázek 58: Různě orientovaná fáze γ' s karbidy na hranici zrn a prasklinami

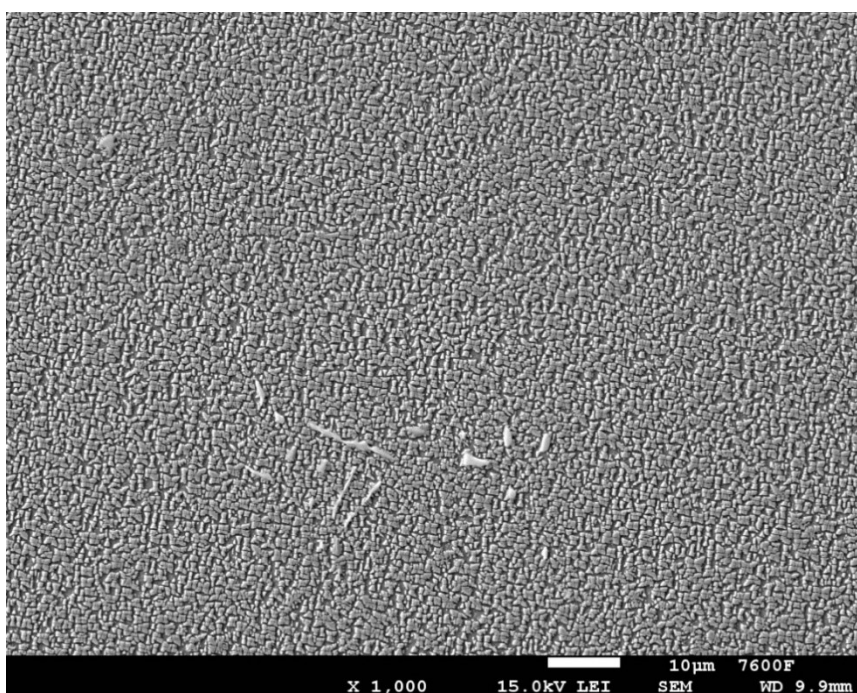


Obrázek 59: Fáze γ' v matrici (rafting) – detail

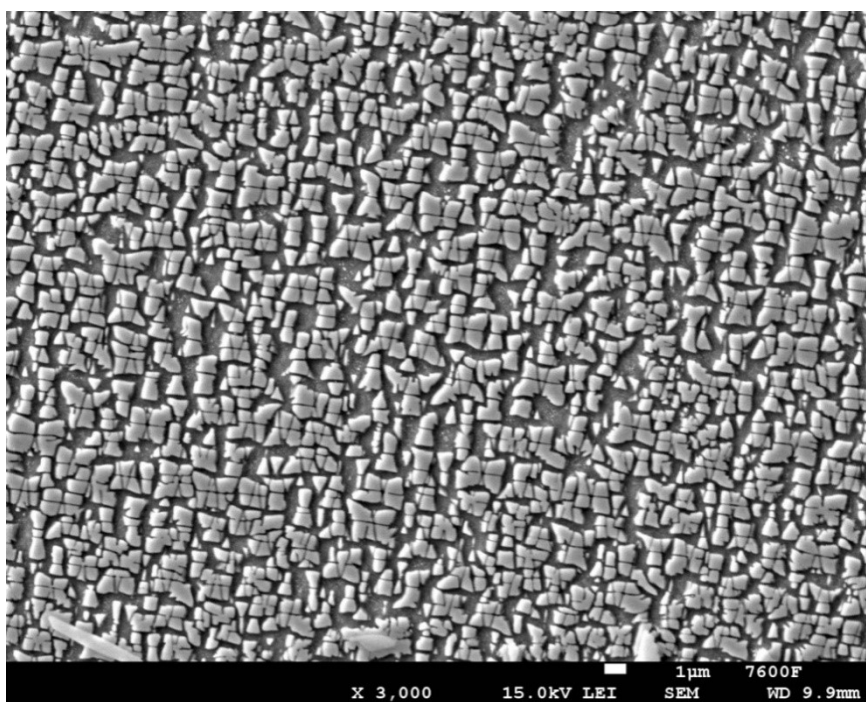
- IN713LC-TZ



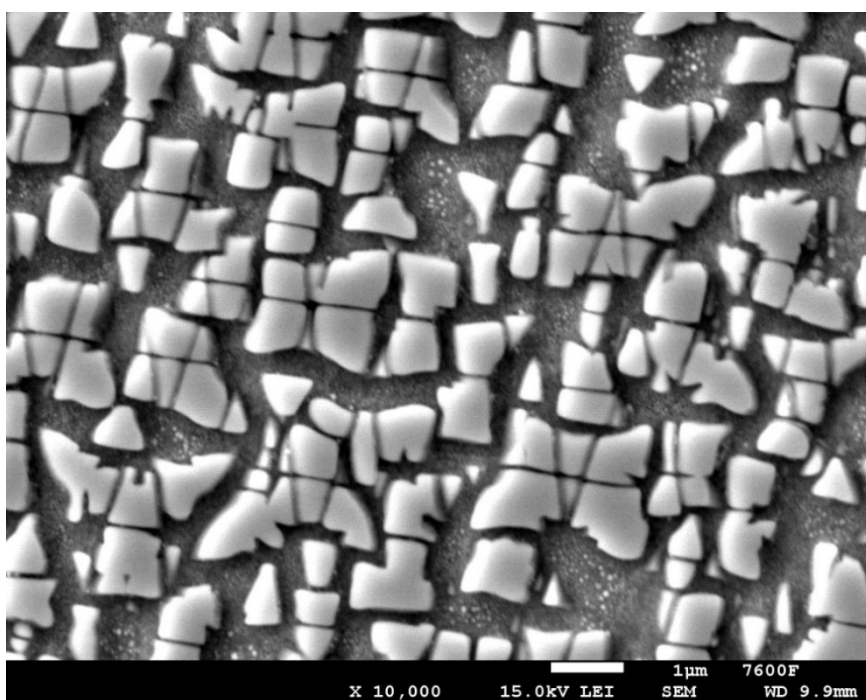
Obrázek 60: Struktura s fází γ' a karbidy - přehled



Obrázek 61: Rovnoměrně uspořádaná fáze γ' s ojedinělými karbidy

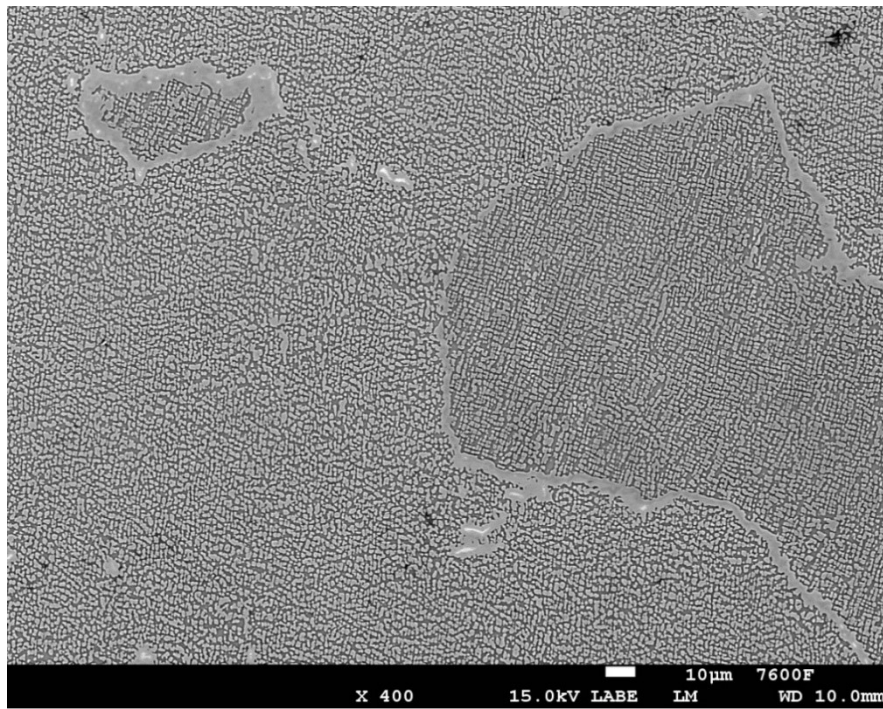


Obrázek 62: Fáze γ' v matrici

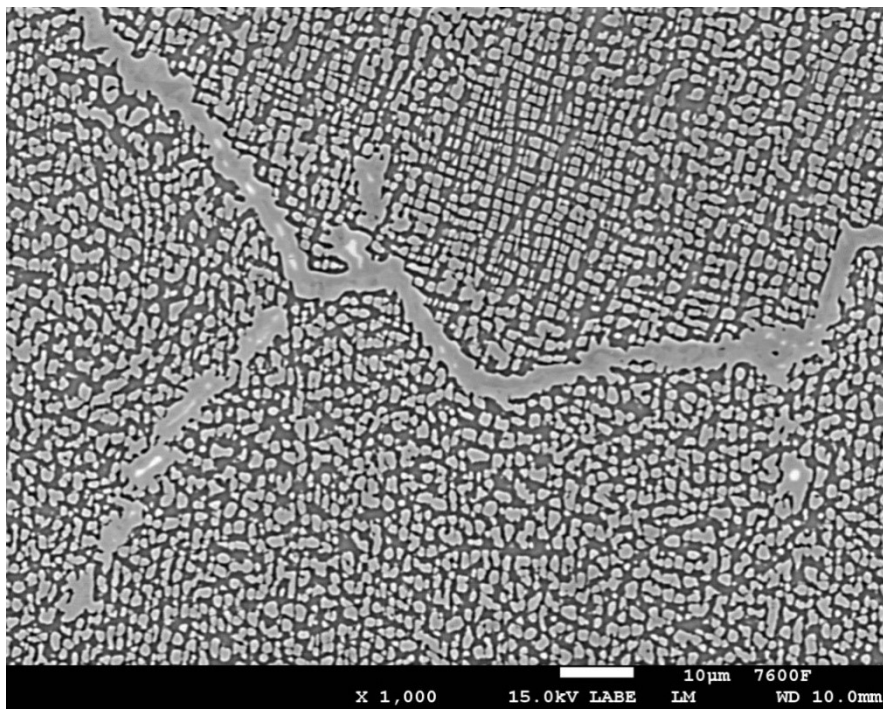


Obrázek 63: Fáze γ' matrici – detail

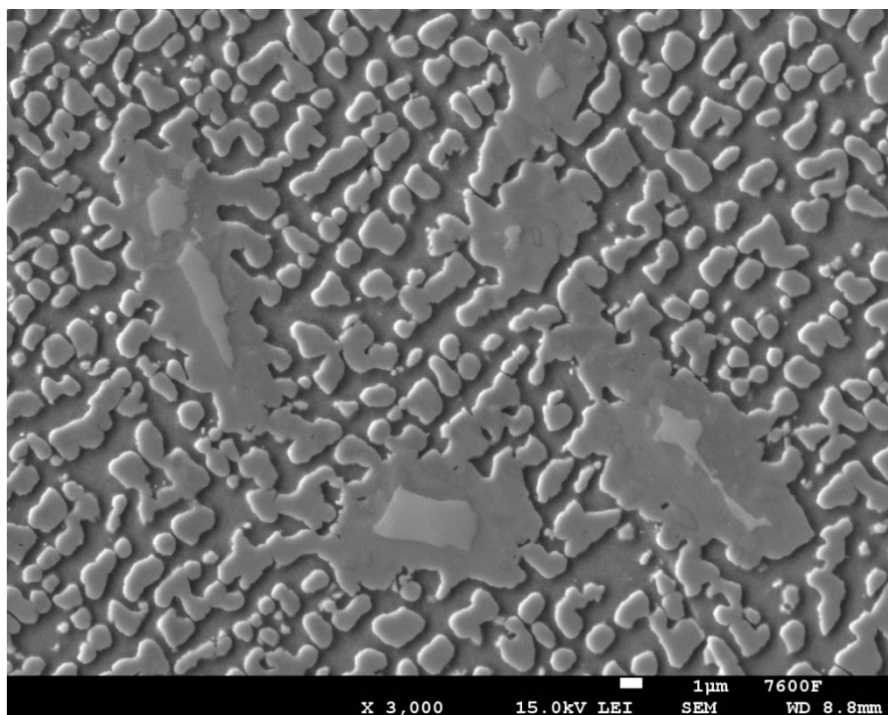
- IN713LC-TZ-DZ-1000 h



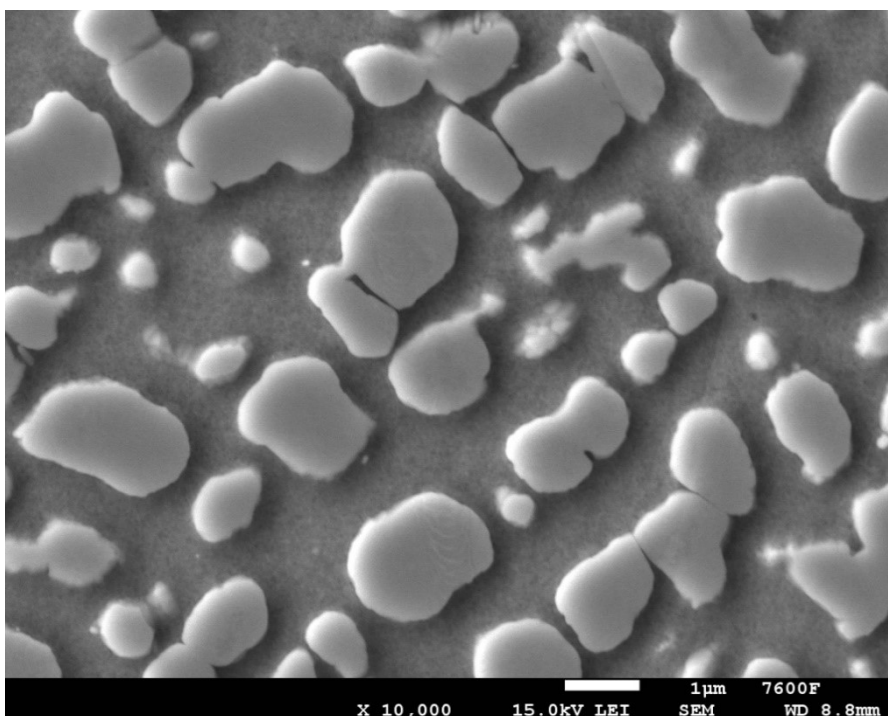
Obrázek 64: Hranice zrn s obálkou fáze γ' a karbidy



Obrázek 65: Hranice zrn s karbidy a fází γ' , náznaky raftingu

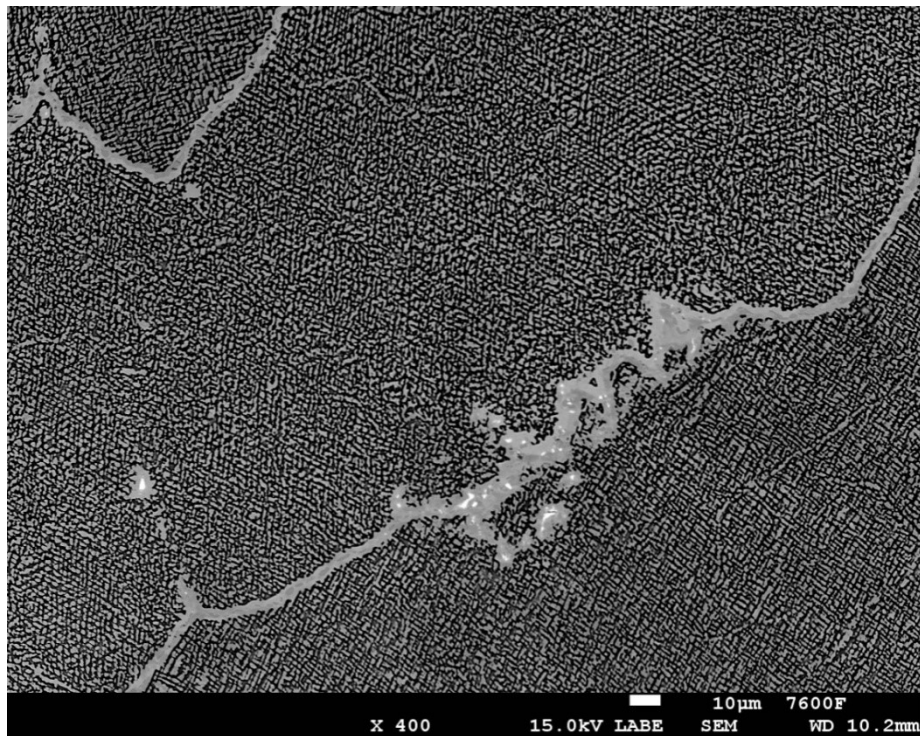


Obrázek 66: Karbidy s fází γ'

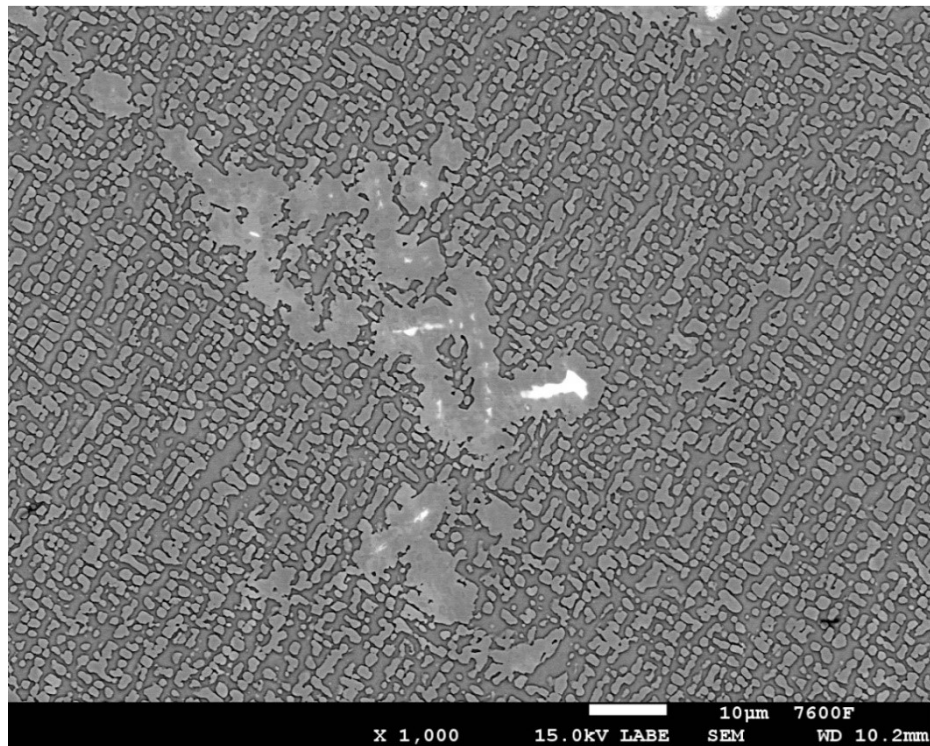


Obrázek 67: Fáze γ' v matrici – detail

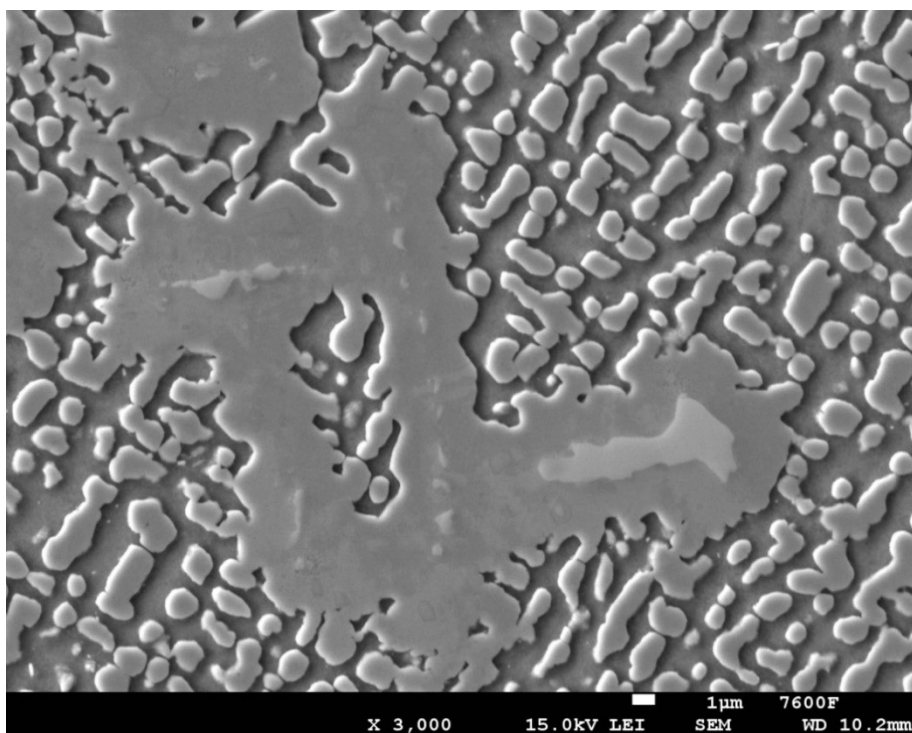
- IN713LC-TZ-DZ-2000 h



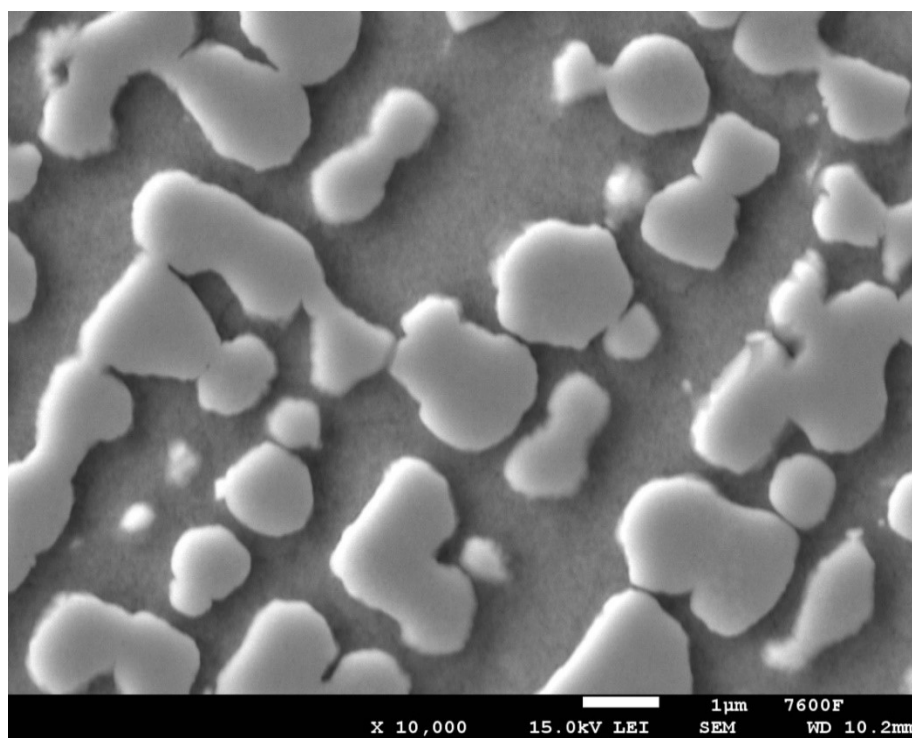
Obrázek 68: Hranice zrn s karbidy a fází γ'



Obrázek 69: Karbidy s fází γ' , rafting, fáze γ' částečně propojená

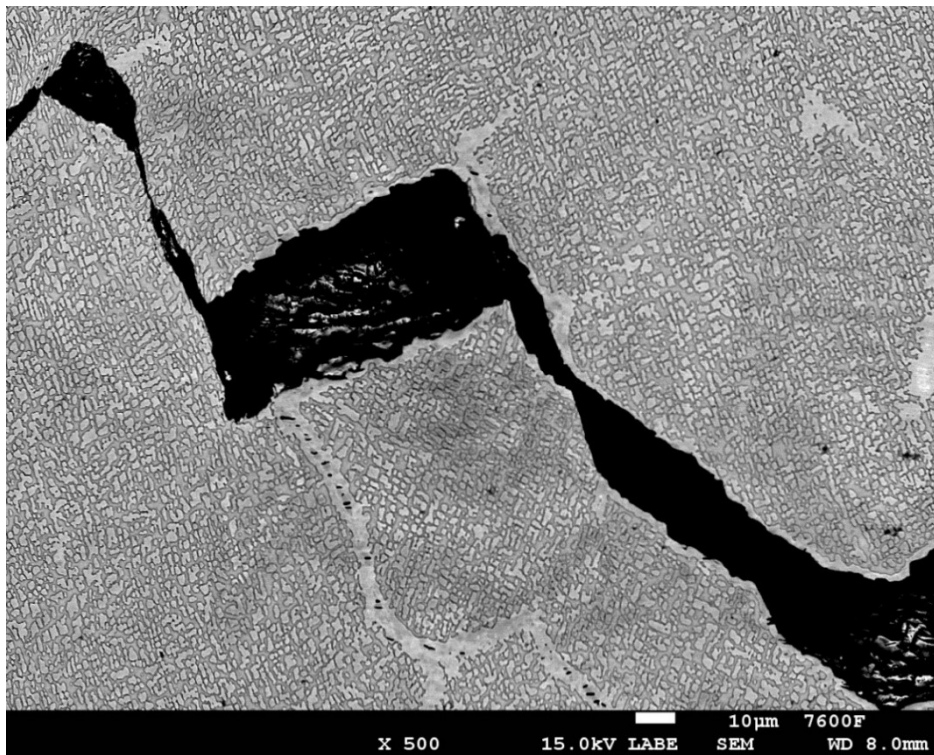


Obrázek 70: Karbidy s fází Y' na hranici - detail

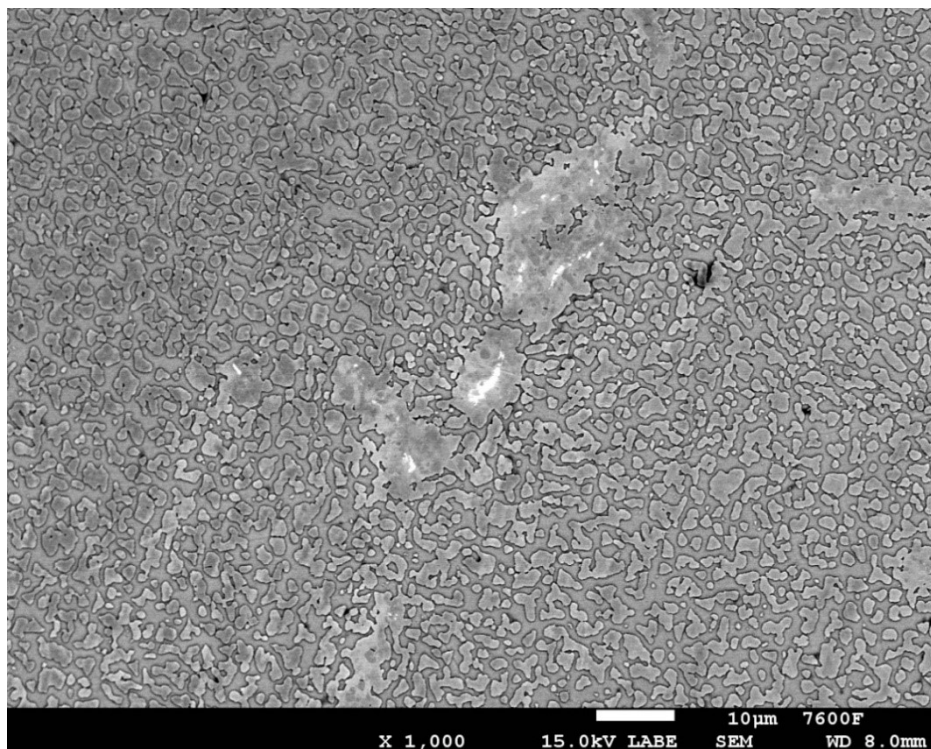


Obrázek 71: Fáze Y' v matrici - detail

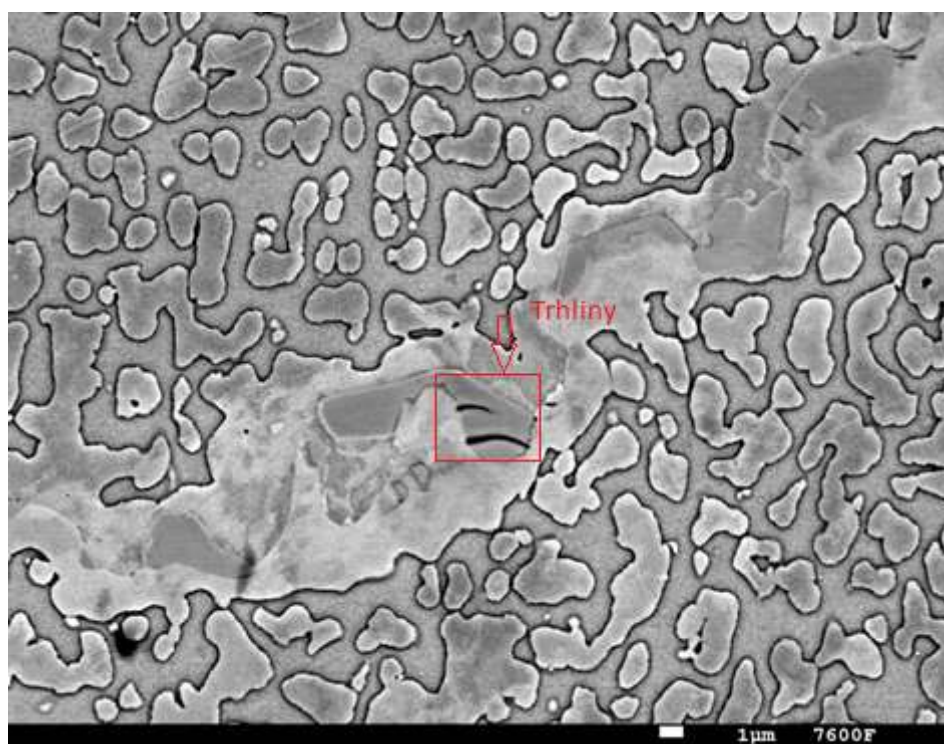
- IN713LC-TZ-DZ-5000 h



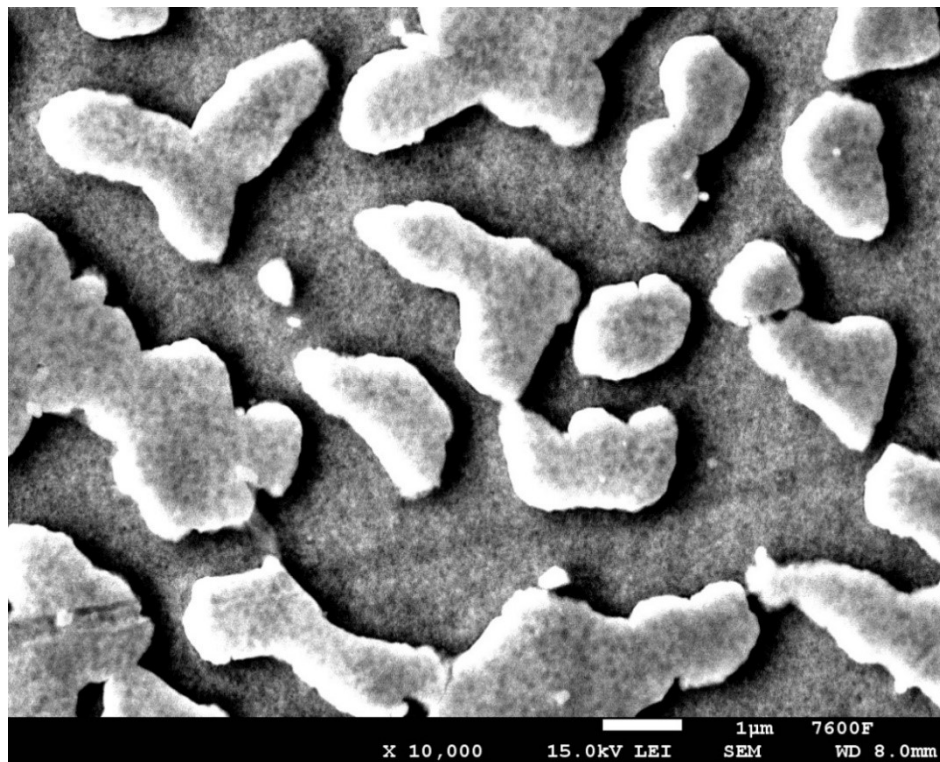
Obrázek 72: Praskliny poblíž lomové plochy na hranicích zrn s obálkou karbidů a fáze γ'



Obrázek 73: Karbidy s částečně sferodizovanou fází γ'



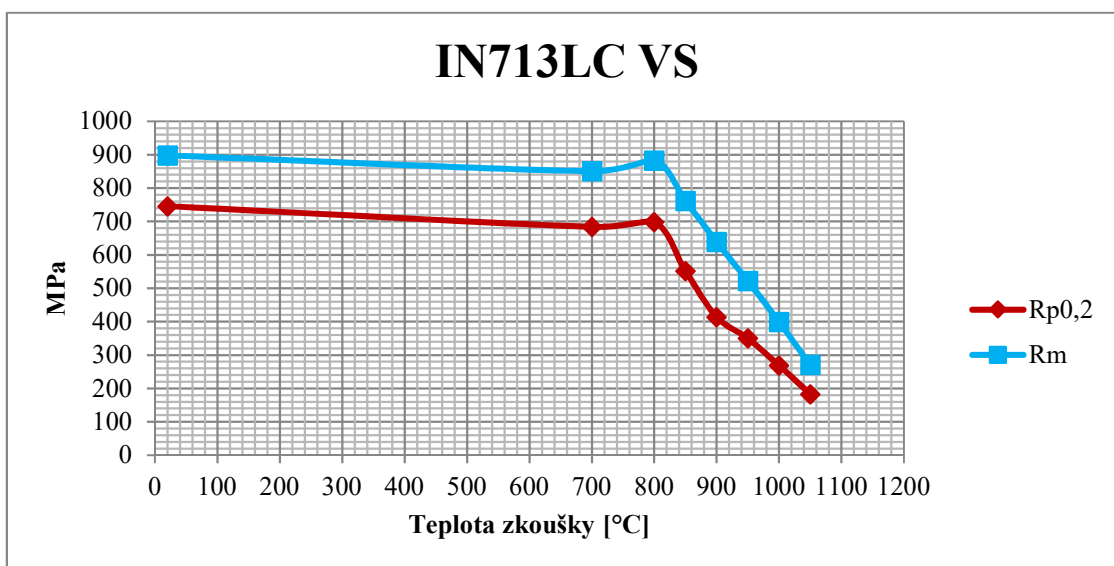
Obrázek 74: Fáze γ' v matrici a na hranici zrn s porušenými karbidy



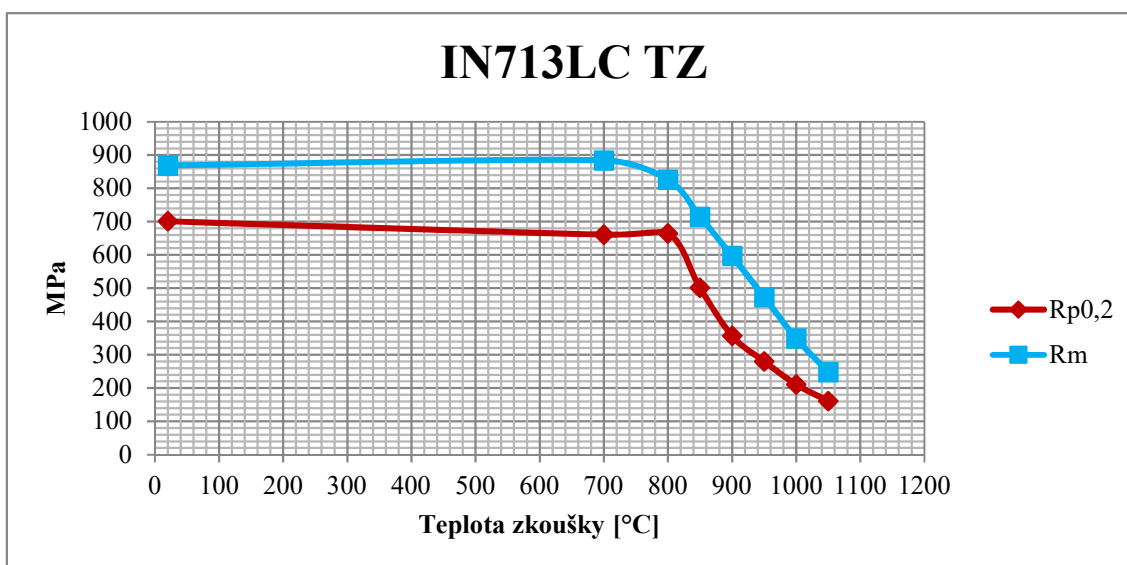
Obrázek 75: Fáze γ' v matrici - detail

8. DISKUZE

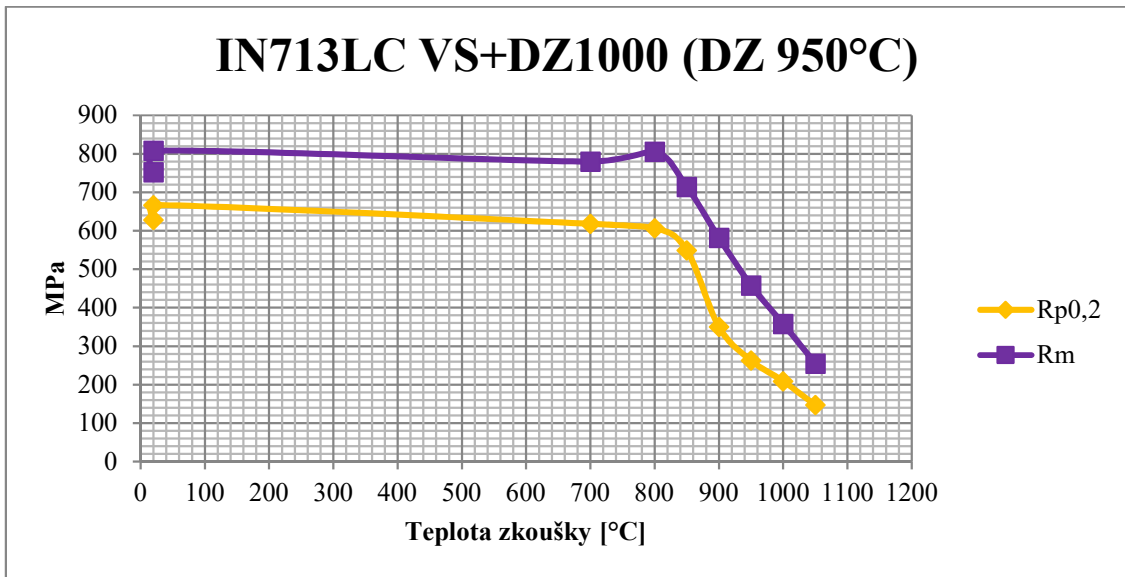
Mikrostruktura slitin pro vysokoteplotní aplikace je stěžejní pro dosažení požadovaných vlastností a odolnosti proti tečení. Významným nástrojem pro dosažení vhodné mikrostruktury je tepelné zpracování. Jeho provedení a podmínky mají zásadní vliv zejména na správné vyloučení zpevňujících fází a tím ovlivnění vlastností slitiny. Pro slitinu IN713LC je žádoucí výskyt vysokého podílu vhodně vyloučené fáze γ' , která je hlavní zpevňující fází a nejvíce ovlivňuje mechanické vlastnosti. Změny mechanických vlastností jednotlivých typů vzorků v důsledku dlouhodobé expozice na teplotách a mechanické vlastnosti zjištěné při zkouškách tahem za zvýšených teplot jsou uvedeny pro přehlednost v grafické podobě (Graf 1-8).



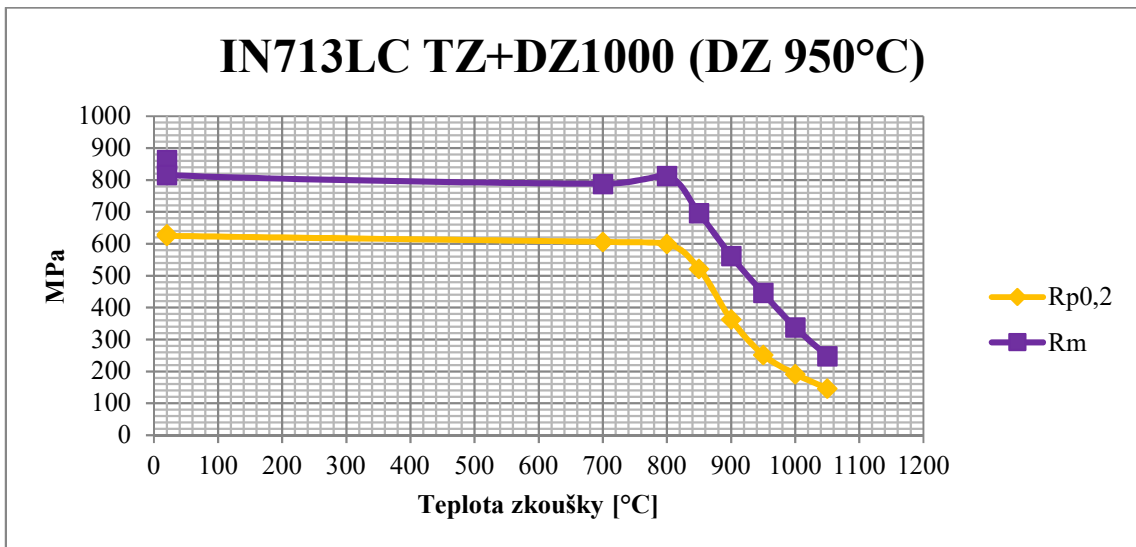
Graf 1: Tahová zkouška IN 713LC VS „výchozí stav“



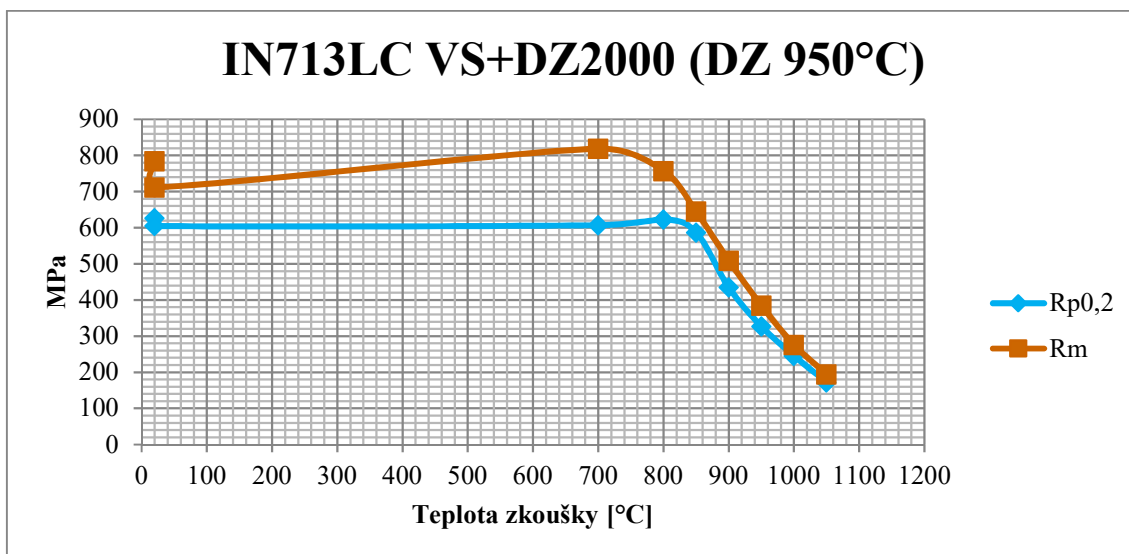
Graf 2: Tahová zkouška IN 713LC TZ „tepelné zpracování“



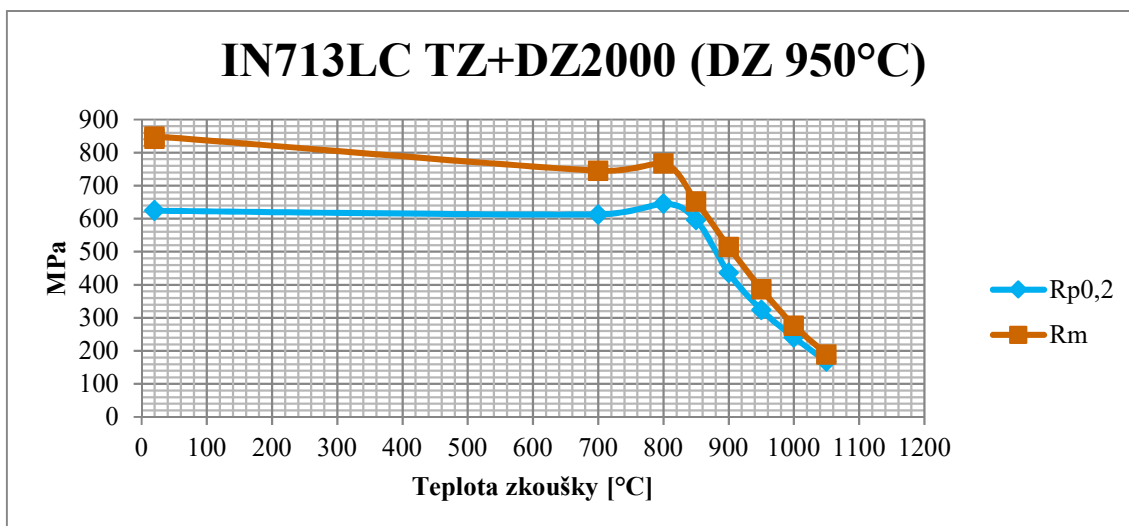
Graf 3: Tahová zkouška IN 713LC VS+DZ 1000 „dlouhodobě žíhané, 1000 hodin“



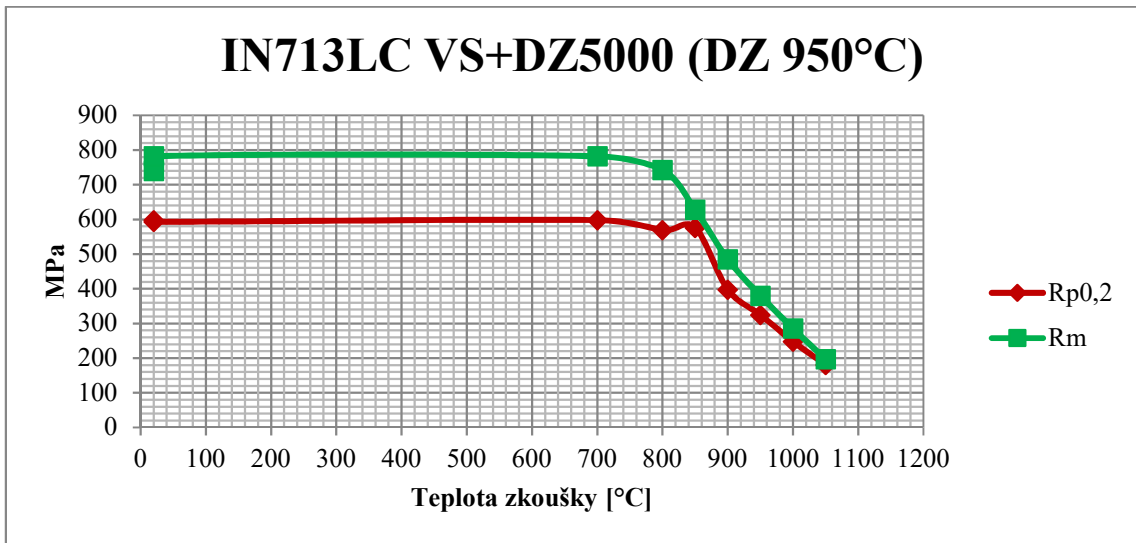
Graf 4: Tahová zkouška IN 713LC TZ+DZ 1000 „dlouhodobě žíhané, 1000 hodin“



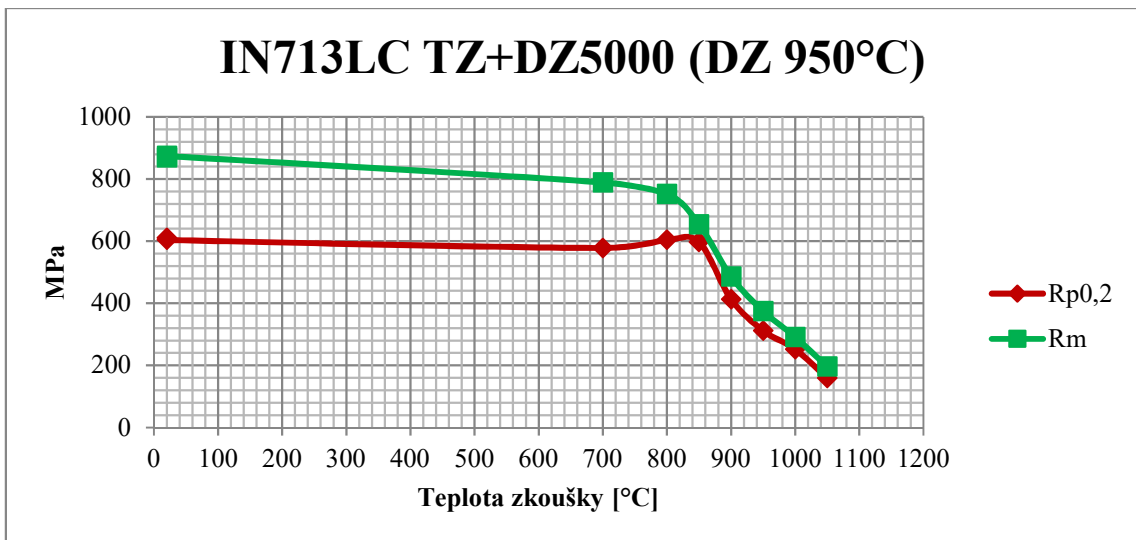
Graf 5: Tahová zkouška IN 713LC TZ+DZ 2000 „dlouhodobě žíhané, 2000 hodin“



Graf 6: Tahová zkouška IN 713LC TZ+DZ 2000 „dlouhodobě žíhané, 2000 hodin“



Graf 7: Tahová zkouška IN 713LC TZ+DZ 5000 „dlouhodobě žíhané, 5000 hodin“

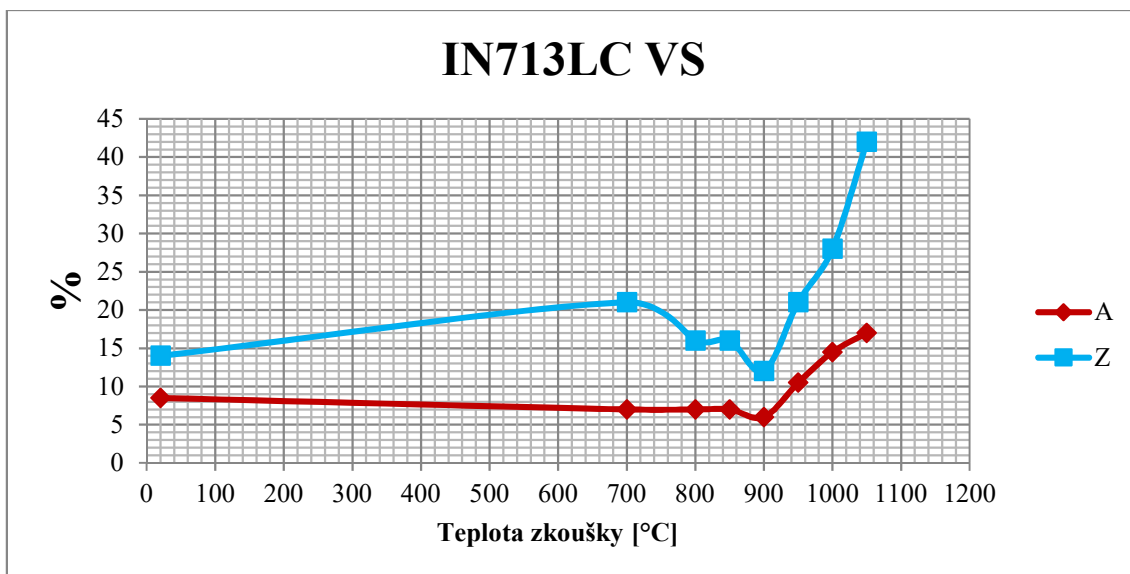


Graf 8: Tahová zkouška IN 713LC TZ+DZ 5000 „dlouhodobě žíhané, 5000 hodin“

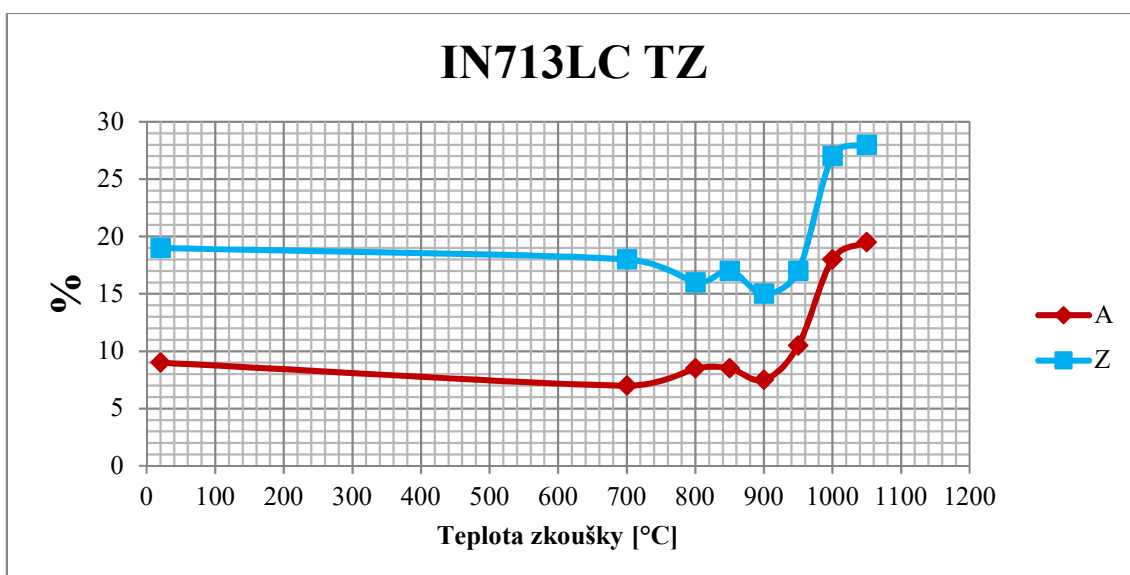
Z porovnání pevnostních charakteristik zjištěných z tahových zkoušek za pokojové teploty je patrný rozdíl v hodnotách meze kluzu. Významný vliv má především dlouhodobé žihání. U stavu VS a TZ dosahuje mez kluzu hodnoty přibližně 700 MPa, ale po dlouhodobém žihání výrazně klesá až na 600 MPa. Nejvyšší hodnoty smluvní meze kluzu (746 MPa) dosahuje slitina ve výchozím litém stavu (VS). Následně po dlouhodobém žihání se hodnoty výrazněji neliší jak u (VS tak u TZ) -DZ 1000, 2000, 5000 hodin. Po dlouhodobém žihání dosahují vzorky zpracované (HIP+TZ) -DZ 1000, 2000, 5000 hodin vyšších hodnot meze pevnosti.

Abnormální nárůst pevnostních charakteristik v okolí teploty 800 °C se neprojevil ve všech hodnocených stavech. V případě meze kluzu se jev neprojevil u vzorků VS DZ 1000, VS DZ 5000 a TZ DZ 1000. Nárůst meze pevnosti při 800 °C chybí v případě vzorků TZ, TZ DZ 5000, VS DZ 2000 a VS DZ 5000. S výjimkou vzorku TZ DZ 5000 bylo dosaženo nejvyšších pevností při teplotě zkoušky 700 °C. Vzorek TZ DZ 5000 vykazuje nejvyšší pevnosti při zkoušce za teploty okolí.

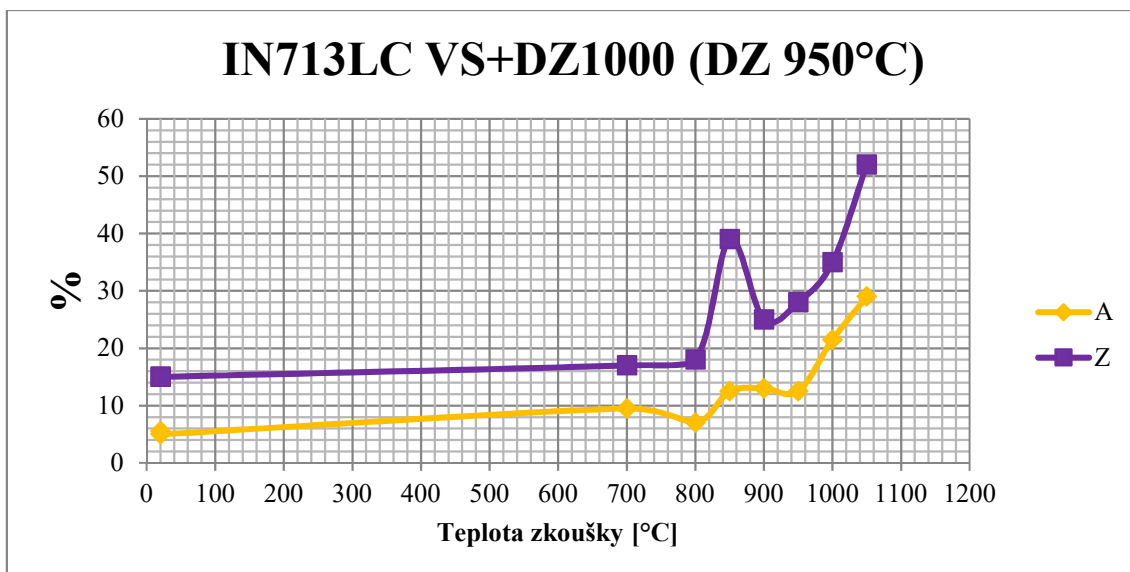
Z výsledků je zřejmé, že příspěvek TZ na vlastnosti slitiny při daných podmínkách zkoušení není výrazný. Dle očekávání se na snížení mechanických vlastností projevilo dlouhodobé žihání po dobu 5000 hodin.



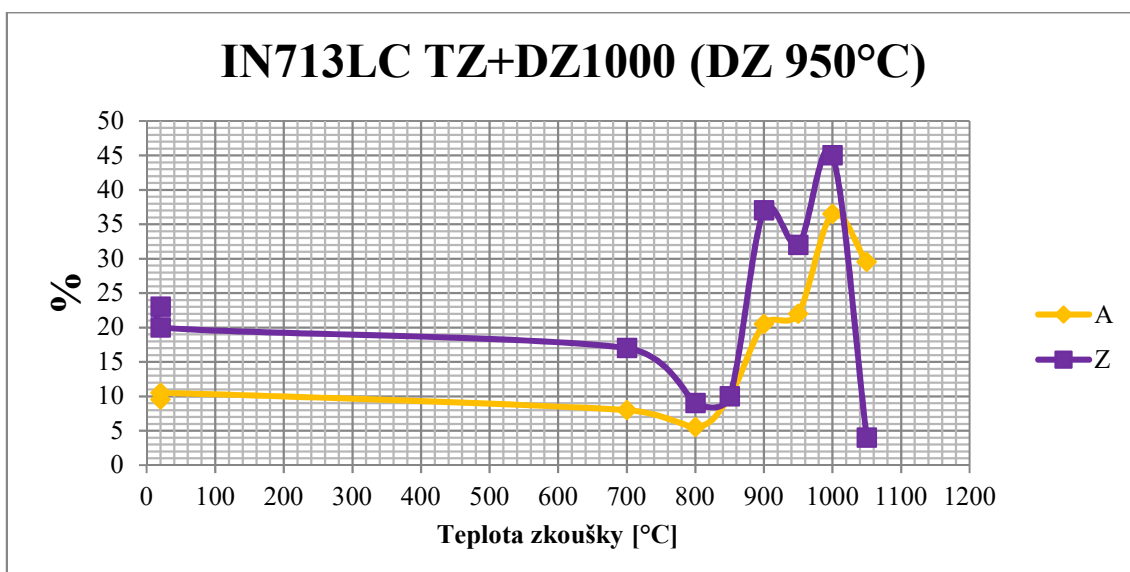
Graf 9: Tažnost a kontrakce u IN 713LC VS „výchozí stav“



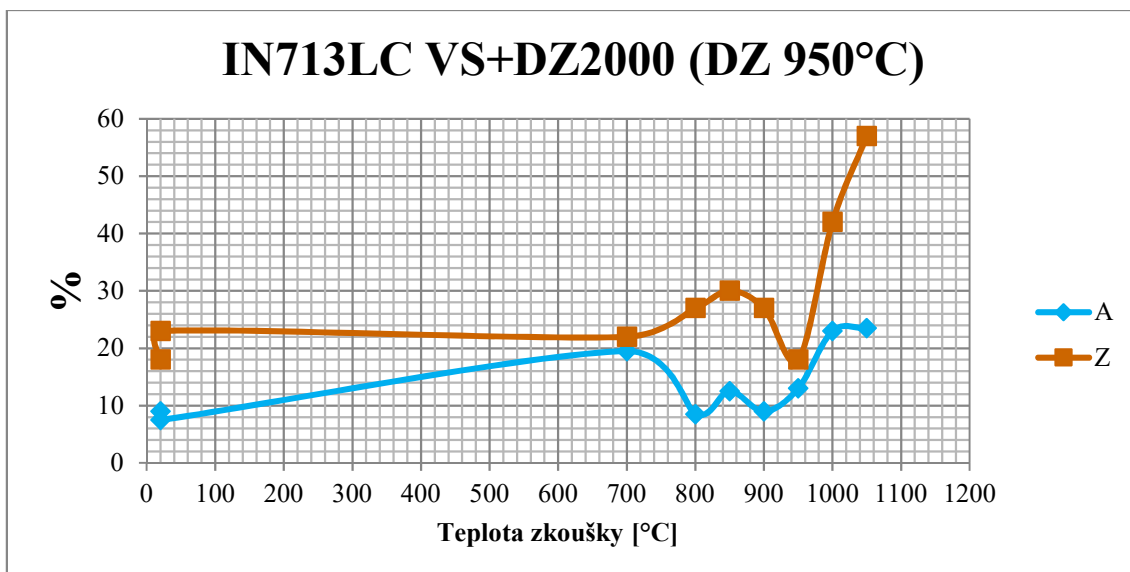
Graf 10: Tažnost a kontrakce u IN 713LC TZ „tepelné zpracování“



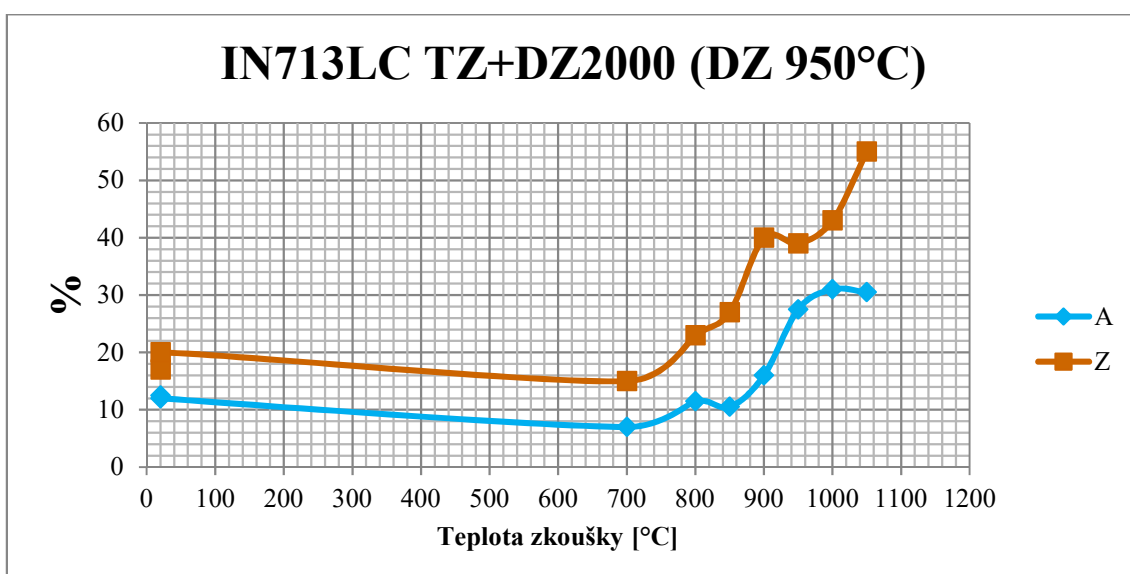
Graf 11: Tažnost a kontrakce u IN 713LC VS+DZ 1000 „dlouhodobě žíhané, 1000 hodin“



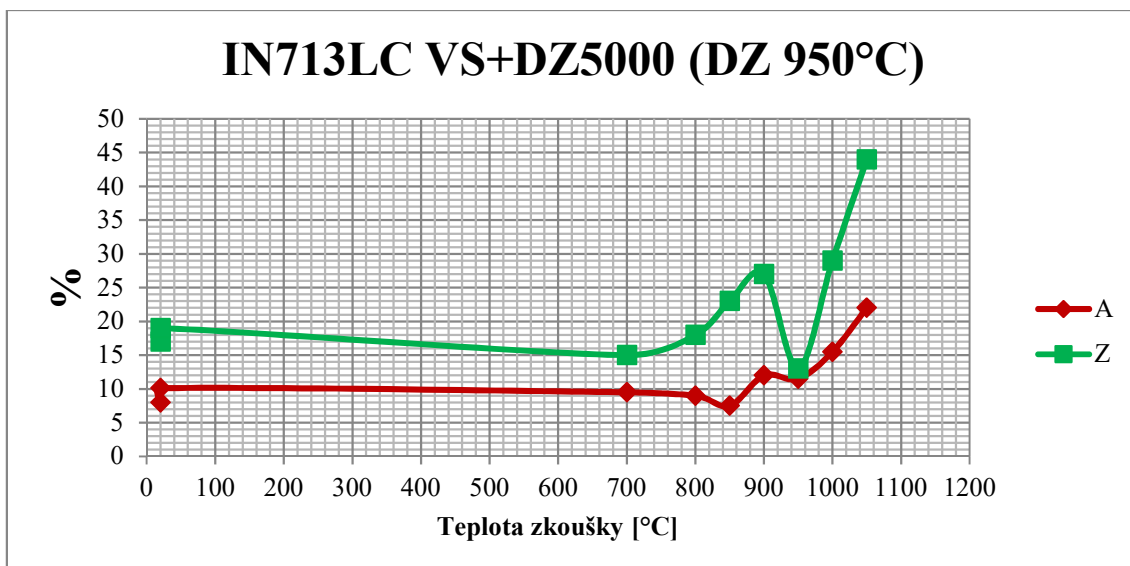
Graf 12: Tažnost a kontrakce u IN 713LC TZ+DZ 1000 „dlouhodobě žíhané, 1000 hodin“



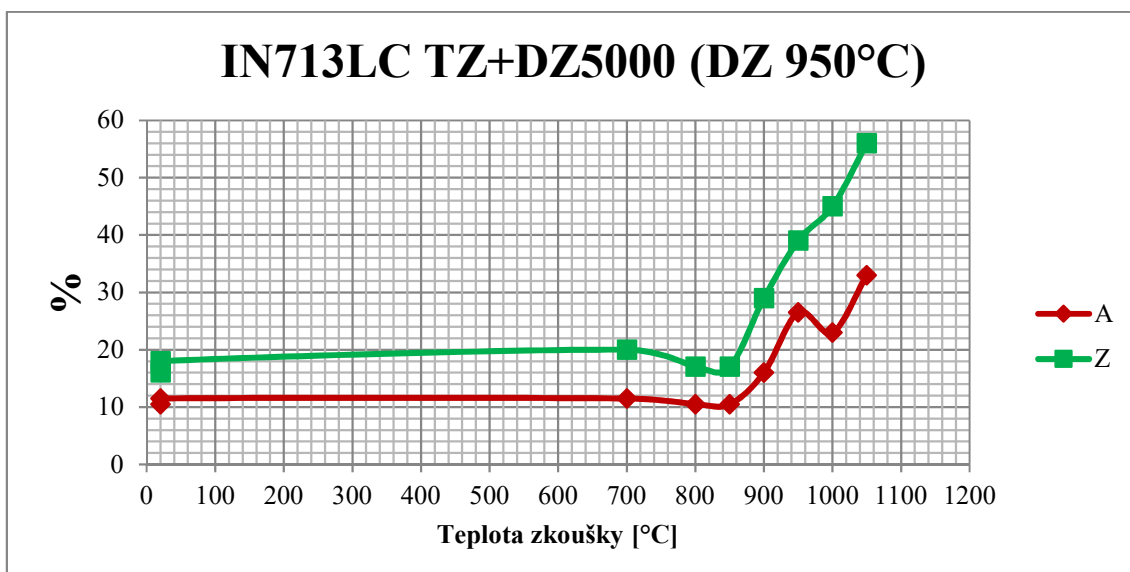
Graf 13: Tažnost a kontrakce u IN 713LC VS+DZ 2000 „dlouhodobě žíhané, 2000 hodin“



Graf 14: Tažnost a kontrakce u IN 713LC TZ+DZ 2000 „dlouhodobě žíhané, 2000 hodin“



Graf 15: Tažnost a kontrakce u IN 713LC VS+DZ 5000 „dlouhodobě žíhané, 5000 hodin“

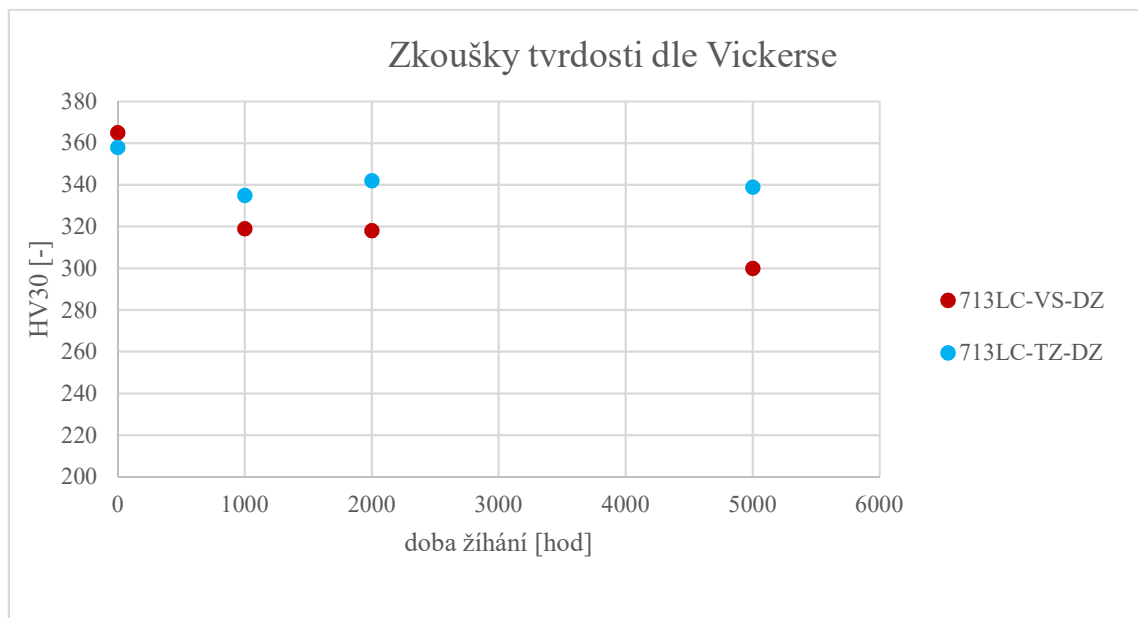


Graf 16: Tažnost a kontrakce u IN 713LC TZ+DZ 5000 „dlouhodobě žíhané, 5000 hodin“

Změny deformačních charakteristik zjištěných při různých teplotách zkoušky tahem jsou uvedeny v grafech 9 – 16. Deformační charakteristika, která je posouzená na základě tažnosti je u všech typů vzorků zpracovaných HIP+TZ+DZ (1000, 2000, 5000) hodin podstatně vyšší. Toto zpracování eliminuje množství licích vad ve struktuře, jež způsobují snížení plasticity. U vzorků bez následné expozice bylo dosaženo lokálního minima při teplotách zkoušky 900 °C. U dalších vzorků je toto minimum ve shodě s pevnostními charakteristikami v teplotním interval 800 - 850 °C.

Kontrakce jsou u VS a VS+DZ1000 vyšší nežli u TZ a TZ+DZ1000, poté se trend obrací a kontrakce jsou výrazně vyšší u TZ+DZ2000 a TZ+DZ5000 a nižší u VS+DZ 2000 a VS+DZ 5000.

Graf s výslednými hodnotami tvrdosti:



Graf 17: Zkouška tvrdosti podle HV na různých typech vzorků

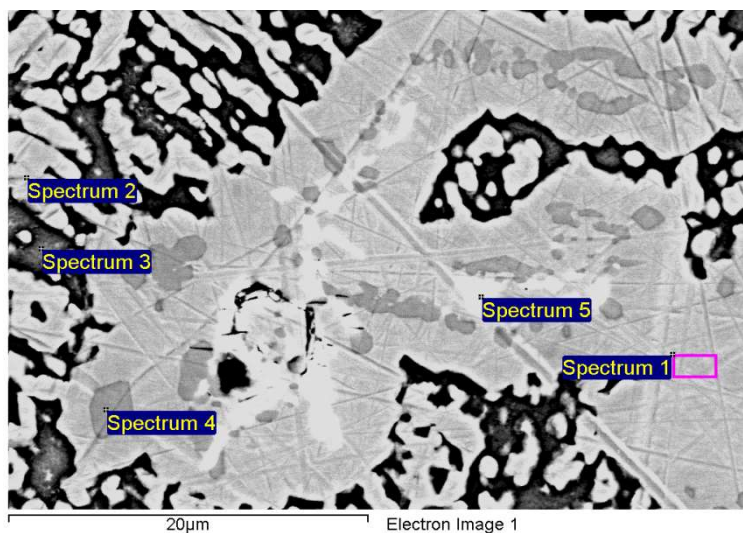
Při porovnání hodnot tvrdosti dle Vickerse (HV) se u všech vzorků jak u VS, VS-DZ, nebo TZ, TZ-DZ se výrazně nelišily. Je zřejmé, že zpracování HIP+TZ i následné DZ slitiny IN 713LC nemá na tvrdost za sledovaných podmínek významný vliv (graf 17,18).

Z metalografické analýzy lze vyvodit, že za vyšší tažnosti u vzorků HIP+TZ+DZ stojí jemnější a homogenněji rozložené koherentní částice γ' . U vzorků typu HIP+TZ+DZ je patrná méně výrazná dendritická struktura nežli u VS+DZ.

V případě vzorků TZ má struktura fáze γ' velmi homogenní charakter (kostka-kostka), MC karbidy se vyskytují nahodile ve struktuře ve stylu „čínského písma“. Lze také pozorovat eutektickou fázi γ' vyloučenou místy kontinuálně a tvořící obálky licích zrn. Tato fáze se zvyrazňuje na všech typech DZ vzorků. Současně se objevují karbidy Cr a Nb. Vzorky zpracované metodou HIP+TZ+DZ jsou mnohem více mikrostrukturně homogenní, nežli VS. Uspořádání vytvrzující fáze je v případě HIP TZ vzorků stabilnější i po dlouhodobém žíhání. S rostoucí dobou žíhání je patrná koagulace částic a nízký stupeň koalescence. Struktura vykazuje i větší odolnost proti raftingu.

Analýze na elektronovém mikroskopu byla soustředěna na hranice zrn a především fázi γ' v různých detailech. U vzorků typu VS jsou patrné hranice zrn s karbidy MC po hranicích zrn nahodile situované. Fáze γ' má protáhlé tvary se zaoblenými hranicemi. Na některých snímcích je možno pozorovat různou orientaci směrů fáze γ' - raftů. Bylo pozorováno i mnoho licích vad typu pórů a staženin. U vzorků typu TZ je fáze γ' vyloučena převážně ve tvaru kostka-kostka. Karbidy typu MC se vyskytují spolu s fází γ' po hranicích zrn. Na karbidických částicích byly pozorovány vady (praskliny), které ale vznikly pravděpodobně během tahové zkoušky. TZ vzorky vykazují lepší homogennější mikrostrukturu.

U posledního vzorku typu (IN713LC-TZ-DZ-5000 h) byla provedena mikoroanalýza chemického složení metodou EDS (energiově disperzní analýza charakteristického rtg. záření). Oblast měření byla vybrána s ohledem na předchozí pozorování, kde se dle kontrastu vyskytovaly rozdílné fáze po hranicích zrn. Jednotlivá místa měření odpovídají odlišným fázím na mikroskopním snímku. Zjištěním bylo, že na hranicích zrn vyskytují dva typy karbidů. Spektrum 4 (tmavší fáze) odpovídá karbidu chromu ($M_{23}C_6$) a spektrum 5 (světlá fáze) je zřejmě karbid niobu (MC). Spektrum 1 je fáze γ' na hranici zrn, spektrum 2 je intragranulární precipitát fáze γ' a spektrum 3 je získáno v oblasti matrice γ (obrázek 76 a tabulka 11.).



Obrázek 76: Mikrostruktura IN713LC-TZ-DZ-5000 h a jednotlivé body chemické mikroanalýzy EDS

Tabulka 11: Chemické složení zjištěné metodou EDS (hm %)

Prvek	C	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
Spektrum 1 γ' na hranici	–	7,91	1,28	3,75	–	79,53	4,91	2,62
Spektrum 2 γ' uvnitř zrna	7,56	5,64	1,17	4,10	0,20	79,64	4,50	2,81
Spektrum 3 matrice γ	16,95	2,68	0,30	13,68	0,27	60,49	0,89	4,74
Spektrum 4 karbid chromu ($M_{23}C_6$)	13,40	–	–	63,60	–	7,74	–	15,26
Spektrum 5 karbid niobu (MC)	27,86	0,74	4,34	1,22	–	12,49	48,57	4,77

9. ZÁVĚR

Na základě provedených analýz na sérii vzorků vyrobených ze slitiny Inconel 713LC lze učinit následující závěry.

Nejlepší mechanické vlastnosti vykazoval vzorek VS (výchozí stav), který dosahoval nejvyšší pevnosti v tahu, meze kluzu, tažnosti i tvrdosti. Mírně nižších hodnot dosahoval vzorek TZ (tepelně zpracovaný). DZ (dlouhodobé žíhání) se na vzorcích projevilo tak, že čím delší byl čas žíhání, tím postupně klesaly hodnoty meze kluzu i meze pevnosti. Tvrdost slitiny po TZ je ve všech případech dlouhodobé teplotní expozice (žíhání) vyšší než u vzorků VS.

Velkou předností IN713LC je, že ho lze použít přímo ve výchozím stavu a nemusí se dále tepelně upravovat, aby získal dobré mechanické vlastnosti.

U vzorků zpracovaných metodou HIP+TZ+DZ se podstatně zvýší tažnost oproti vzorkům ve stavu VS. Kontrakce jsou vyšší u vzorků VS a VS+DZ1000, následně jsou hodnoty kontrakce vyšší u žíhaných vzorků TZ+DZ2000 a 5000. To lze spojit s příznivým účinkem HIP ke snížení množství a případně rozměrů licích vad.

Vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu se projevil příznivě na snížení rozdílů ve velikosti a rozložení zpevňující fáze γ' oproti litému stavu. Zpracování metodou HIP+TZ+DZ je vzhledem k vysokým teplotám procesu výhodné, protože mikrostruktura značně zhomogenizuje.

Z metalografické analýzy je patrné, že vzorky HIP+TZ+DZ mají jemnější, v matici homogenně rozložené koherentní částice γ' . Dendritická struktura je méně výrazná v důsledku nižšího množství kontinuálně vyloučené zpevňující fáze po hranicích zrn.

Zatímco vliv TZ+HIP na mechanické vlastnosti není výrazný, většího efektu se dosahuje ve zlepšení plasticity. Mikrostruktura takto zpracovaných vzorků je při sledovaných parametrech stabilnější. Sklon ke koagulaci, koalescenci a raftingu částic zpevňující fáze γ' při dlouhodobých teplotních expozicích je menší.

Vzhledem ke zjištěným skutečnostem by bylo vhodné se dále zaměřit na detailní kvantitativní vyhodnocení srukturních parametrů jednotlivých vzorků, fraktografickou analýzu vlivu přítomnosti karbidů na hranicích zrn a případně na zkoušky tečení.

BIBLIOGRAFIE

- [1] VOJTĚCH, Dalibor. *Kovové materiály*. Praha: Vydavatelství VŠCHT, 2006. ISBN 80-708-0600-1.
- [2] DUPONT, John N, John C LIPPOLD a Samuel D KISER. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. 2009-10-05. Hoboken, N.J.: John Wiley, 2009. ISBN 978-047-0087-145.
- [3] SIMS, Chester Thomas a William C. HAGEL. *The superalloys*. New York: Wiley-Interscience, 1972. ISBN 04-717-9207-1.
- [4] MARTIENSSEN, W. a Hans WARLIMONT. *Springer handbook of condensed matter and materials data*. New York: Springer, 2005. ISBN 35-404-4376-2.
- [5] DURAND-CHARRE, Madeleine. *The Microstructure of superalloys*. Amsterdam, The Netherlands: Gordon and Breach Science Publishers, 1997. ISBN 90-569-9097-7.
- [6] LOSERTOVÁ, Monika. *Progresivní materiály: učební text*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2012. ISBN 978-80248-2575-5.
- [7] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-720-4248-3.
- [8] ČÍHAL, Vladimír. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Praha: Academia, 1999. Česká matice technická (Academia). ISBN 80-200-0671-0.
- [9] DAVIS, J. R. *Nickel, cobalt, and their alloys*. 2000. Materials Park, OH: ASM International, 2000. ISBN 08-717-0685-7.
- [10] JONŠTA, Zdeněk. *Žárupevné oceli a slitiny*. 2002. V Žilině: ZUSI, 2002. ISBN 80-968-6056-9.
- [11] ŠMÍD, M. *Stanovení zkrácených cyklických deformačních křivek superslitiny Inconel 738LC při zvýšených teplotách, Dizertační práce, 2008, VUT Brno*. b.r.
- [12] DONACHIE, Matthew J. a Stephen James DONACHIE. *Superalloys: a technical guide*. 2nd ed. Materials Park: ASM International, 2002. ISBN 08-717-0749-7.
- [13] BHADESHIA: *The superalloys*. Dostupné z <<http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2003/nickel.html>>. 2006. b.r.
- [14] ČADEK, Josef. *Creep kovových materiálů*. Praha: Academia, 1984. Fyzikálně metalurgická řada.
- [15] SMALLMAN, R. E. *Moderní nauka o kovech*. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1965.

- [16] PODRÁBSKÝ, Tomáš. *Vliv podmínek zatěžování na strukturu a porušování lité niklové superslitiny: Influence of the loading factors' conditions on the structure and failure of the cast nickel superalloy : teze přednášky k profesorskému jmenovacímu řízení v oboru Materiálové vědy a inženýrství*. Brno: VUTIUM, 2005. ISBN 80-214-3018-4.