

(論文)

ウルトラハイテンスチールコードフィラメントの デラミネーションに及ぼす金属組織の影響

隠岐保博*・茨木信彦*・落合憲二*・南田高明**・横井浩一(工博)***

*鉄鋼カンパニー・神戸製鉄所・条鋼技術部 **鉄鋼カンパニー・加古川製鉄所・厚板・線材部 ***技術開発本部・材料研究所

Microstructure Influence on Ultra High Tensile Steel Cord Filament Delamination

Yasuhiro Oki・Nobuhiko Ibaraki・Kenji Ochiai・Takaaki Minamida・Dr. Koichi Makii

The occurrence of delamination is the biggest obstacle in regards to strengthening of steel cord filament. Our delamination studies reveal that delamination is caused by free ferrite. Furthermore, steel grade and heat treatment optimization in order to reduce free ferrite is useful to prevent delamination. The application of new steel grades and the above concepts achieved a tensile strength of over 4 000MPa.

まえがき = スチールコードは、自動車用タイヤを補強するためにもちられる細い鋼線を素線(フィラメント)としたより線である。スチールコードはレーヨン、ナイロン、ポリエステルなどの化学繊維系補強材にくらべ、比強度が低いためタイヤが重くなるといった短所があるものの、剛性率が高く、熱伝導性に優れるためタイヤ寿命をいちじるしく向上させ、自動車に高い走行性と操縦安定性を与える長所があり、その使用量は急速に増加している。

当初、スチールコードは2 800MPa程度の引張強さで使用されていたが、タイヤの軽量化、自動車の低燃費化および使用スチールコード量の低減といった観点から徐々に高強度化され、4 000MPaの最高強度を有するウルトラハイテンスチールコードが量産化されるようになった。現在、引張強さ4 000MPaを超えるスチールコードの研究開発が実施され、極限強度の追求がなされているが、鋼線強度が高くなるとねじり変形の初期にデラミネーションとよばれる鋼線が長手方向に裂ける縦割れが発生する。

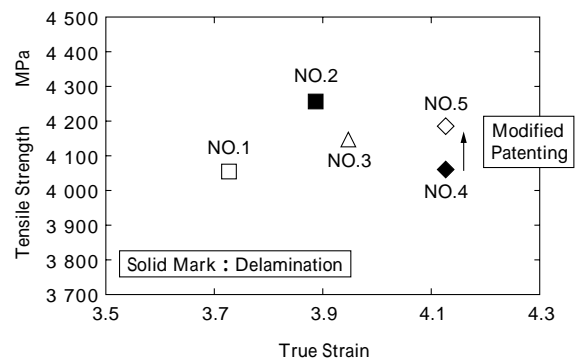
本稿では、4 000MPaの引張強さを有するウルトラハイテンスチールコードフィラメントをもちい、組織制御

の立場からデラミネーションの発生原因となる組織を特定し、その組織の無害化手法について検討したので以下に報告する。

1. 実験方法

1.1 実験にもちいた供試材

供試材の成分を第1表に、各フィラメントの機械的性質を第2表と第1図に示す。すべての材料は転炉溶製後、5.5mmに熱間圧延した材料である。この圧延材を3.0mmまで一次伸線し、中間パテント処理を実施後、二次伸線した。そのときの線径を第2表に示すように、1.29mmから1.58mmに変化させた。その伸線材を最終の流動層パテント処理(Fluidized Bed Patenting: 以下、FBP)処理し、プラスめっきした後、湿式伸線にて0.2mmまで伸線して、フィラメントを試作し



第1図 各供試材の強度比較

Fig. 1 Strength comparison of various materials

第1表 供試材の化学成分組織

Table 1 Chemical compositions of wire tested

Steel Grade	Chemical Composition mass%						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu
KSC97-UH	0.97	0.15	0.38	0.004	0.003	0.23	0.12
KSC92-E	0.91	0.15	0.37	0.005	0.004	0.21	0.11
KSC90	0.90	0.21	0.49	0.006	0.003	Tr.	Tr.

第2表 供試材の機械的性質

Table 2 Mechanical properties of wire tested

Sample No.	Steel Grade	Wet Drawing		Mechanical Properties of Filament			
		Ini. dia. mm	True Strain	Tensile Strength MPa	Elongation %	Reduction of Area %	Torsion Turns/200d
1	KSC97-UH	1.29	3.73	4 060	3.1	39	53
2		1.40	3.89	4 260	2.6	32	Delamination
3	KSC92-E	1.44	3.95	4 150	2.9	37	48
4	KSC90	1.58	4.13	4 060	2.4	35	Delamination
5				4 190	2.8	37	43

た。湿式伸線での加工率を変えることで、異なる成分の鋼であっても、フィラメント強度を4000MPa以上に調整した。

KSC97-UHは4000MPa以上でもデラミネーションが発生しない鋼種であり、これをSample No.1とした。KSC97-UHでも湿式伸線で真歪み3.89まで強伸線し、フィラメント強度を4260MPaまで強度を高めると、デラミネーションが発生する(Sample No.2)。KSC92-Eは真歪み3.95では、デラミネーションの発生なしに、4000MPaの強度がえられる(Sample No.3)。いっぽう、KSC90は真歪み4.13まで強伸線すると、強度は4000MPaを超えるが、デラミネーションが発生した(Sample No.4)。そこで、パテント条件の改善をおこない、同一伸線歪みで、4190MPaでもデラミネーションの発生しないフィラメントを試作した(Sample No.5)。

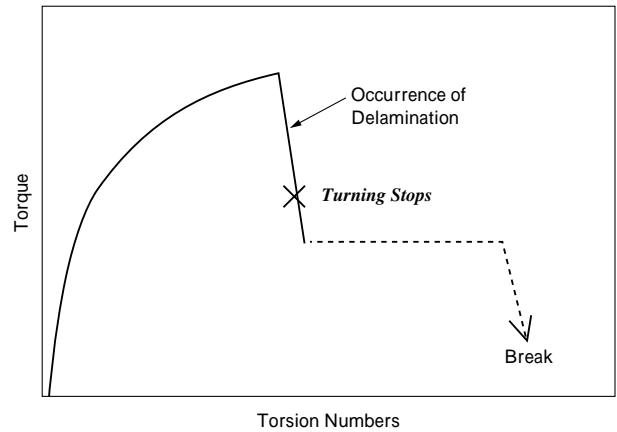
1.2 低速精密ねじり試験

デラミネーションはねじり降伏点近傍において起きることが報告されている¹⁾。しかし、一般のねじり試験ではねじれ破断するまで変形させるので、デラミネーション発生部の破面は壊れてしまい、デラミネーション発生部の組織を特定することはできない。

そこで、引張強さ4260MPaでデラミネーションが発生したSample No.2をもちい、トルクカーブを測定できる精密ねじり試験機により、低速ねじり試験を実施した。第2図にデラミネーション発生サンプルのトルクカーブの一例を示す。トルクが急減した時点で、き裂が伝播しないうちにねじり試験を中断した。低速精密ねじり試験後のフィラメントのデラミネーション発生部は、肉眼ではき裂発生部を直接観察できないので、低速精密ねじり試験後のフィラメントを液体窒素中で引張り破断させ、デラミネーション発生部を破面観察した。

1.3 デラミネーション破面と組織観察

低速精密ねじり試験後の破面観察にはFE-SEMをも



第2図 デラミネーション発生サンプルのトルクカーブ
Fig. 2 Torque curve of delamination sample

ちいた。デラミネーション発生部直下のミクロ組織を観察し、デラミネーション発生部の破面形態と合わせて、デラミネーション発生組織とその機構を検討した。また、KSC90のFBP処理材をもちいてパテント条件の違いによる第二相フェライト生成量とラメラ間隔について調査した。

2 実験結果

2.1 デラミネーション破面とその発生部組織観察

写真1は低速精密ねじり試験後に液体窒素中で破断したSample No.2の破面観察結果である。中央にはSide A(詳細に観察した側)の概観写真、また、その周囲にはインデックスを付した破面の拡大写真を示す。インデックス5,6がデラミネーション発生部で粒界延性破壊を示唆する破面となっており、その破面単位は約2 μ m程度である。デラミネーション伝播部にあたるインデックス0,1では粒内延性破壊を示す等軸ディンプル破面が観察された。このことより、デラミネーション発生部は何らかの界面を起点とした破壊であることがわかる。

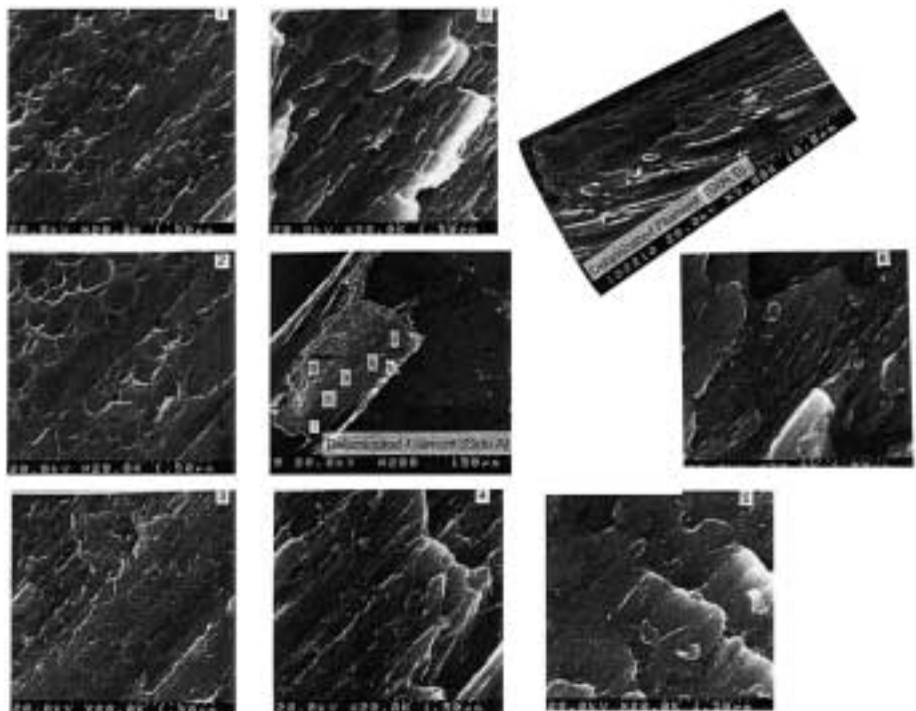


写真1 デラミネーション破面
Photo 1 Fracture surface of delamination (KSC97UH-2)
0, 1) propagating portion
5, 6) initiating portion

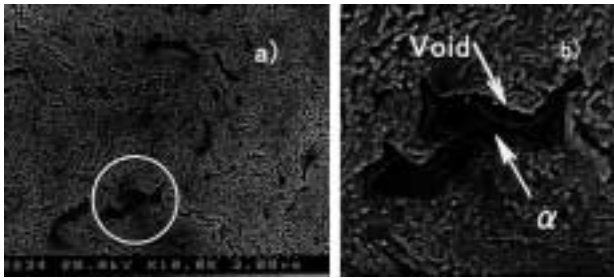


写真2 デラミネーション直下の第二相フェライトとボイド
 Photo 2 Secondary ferrite with a void under the surface of delamination
 a) morphology of secondary ferrite
 b) enlarged photo of the secondary ferrite shown a white circle of photo a)

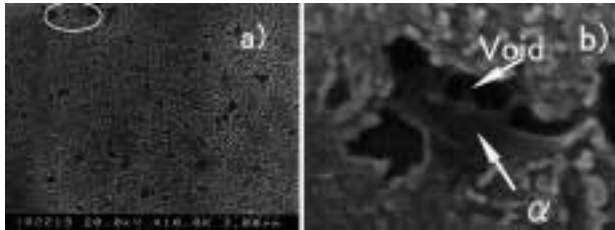


写真3 デラミネーション発生部以外にある第二相フェライトとボイド
 Photo 3 Secondary ferrite with a void beside the surface of delamination
 a) morphology of the secondary ferrite
 b) enlarged photo of the secondary ferrite shown in the white circle of photo a)

デラミネーション発生部直下の組織観察結果を写真2に示すが、デラミネーション発生部の破面直下には写真1で観察された約2 μ mの粒界延性破壊単位とほぼ同じ長さの第二相フェライトが観察され、その組織と素地のパーライトの界面にはボイドが観察された(写真2b)。

精密ねじり試験にもちいた Sample No.2 のフィラメントのデラミネーション発生部以外の組織観察結果を写真3に示す。デラミネーション発生部以外では第二相フェライトの生成はあるものの、その大きさは写真2aにくらべて小さいことがわかる(写真3a)。また、その第二相フェライトを拡大してみるとボイドは発生しているものの停留していることが判明した(写真3b)。

このことより、引張強さ4000MPaを越えるフィラメントにおいて2 μ m程度の第二相フェライトがデラミネーション発生起点となるが、サブミクロンの第二相フェライトはデラミネーションの発生起点とならないことがわかる。

2.2 FBP条件改善によるデラミネーション抑制

Sample No.2のデラミネーション破面、発生組織観察

第3表 FBP処理材の機械的性質と組織

Table 3 Mechanical properties and microstructure with each patenting

Sample No.	Steel Grade	Patenting	Mechanical Properties of Filament				Microstructure of Brass-plated Wire			
			Tensile Strength MPa	Elongation %	Reduction of Area %	Torsion Turns /200d	Lamellar Spacing# nm		Free Ferrite* μ m	
							Mean	Std. Dev.	Mean	Max.
4	KSC90	Conventional	4 060	2.4	35	Delamination	116	6.81	1.71	3.25
5		Modified	4 190	2.8	37	43	97	7.09	1.60	2.50

の結果、2 μ m程度の粗大な第二相フェライトがデラミネーション発生原因であることがわかったので、FBP条件を見直し、粗大な第二相フェライトが生成しない条件探索をおこなった。これまで、過共析鋼におけるFBP条件は、初析セメントライトが生成しないような条件が選ばれてきたが、前節で述べたように、過共析鋼においても、第二相フェライトの形態制御も考慮してFBP条件を決定する必要がある。

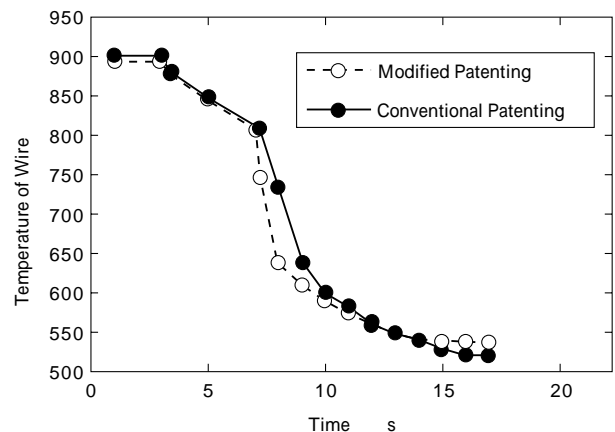
そこで、KSC90の線径1.58mmをもちいて、最終FBP処理における温度履歴を測定した。流動層炉の各設定条件を変えて、第二相フェライトが低減できるFBP条件を決定した。従来のFBP条件を通常パテントング、改善後のFBP条件を改善パテントングとよぶことにする。通常パテントングと改善パテントングの1.58mmにおける冷却パターンを第3図に示す。改善パテントングは初期の冷却速度が速いことが特徴である。

改善パテントングにより、第3表に示すように第二相フェライトの発生頻度や大きさが低減することによってデラミネーションが抑制された。

3. 考察

3.1 過共析鋼中での第二相フェライトの発生原因

過共析鋼においては、初析セメントライトは伸線性、耐デラミネーション特性をともに劣化させる¹⁾といわれているが、過共析鋼の耐デラミネーション特性に第二相フェライトが影響を及ぼすということはこれまでに報告されていなかった。西田ら²⁾は、0.82% Cとやや過共析に近い鋼において、第二相フェライトが生成し、その組織が伸線性を劣化させることを報告している。また、同時にCr添加によりその第二相フェライトの生成が抑制され



第3図 流動層パテントング処理時の線温パターン

Fig. 3 Measured heat patterns of FBP in Sample No. 4 and No. 5

#: Observed 10 pearlite nodules

*: Surface within an area 50 x 40 μ m

るとも報告している。つまり、KSC97-UH や KSC92-E のような Cr 添加した過共析鋼の第二相フェライトは比較的生成し難いが、KSC90 のように Cr 無添加の過共析鋼では第二相フェライトの発生頻度は高くなると考えられる。

過共析鋼における第二相フェライトの生成事例として、Cr の影響²⁾以外に、K. Han ら³⁾はバナジウム添加により第二相フェライト生成が促進されること、大藤⁴⁾は低温オースフォーミングにより、第二相フェライト生成が促進されることを報告している。しかし、KSC90 のようなマイクロロイの添加されていない過共析鋼において、パテンティング中に発生する第二相フェライトの発生原因に関する詳細な研究例はないが、過共析の炭素鋼における第二相フェライトの生成原因の一つとして、C、Mn のマイクロ負偏析が寄与している可能性もある。

3.2 デラミネーション発生起点としての第二相フェライト

I. Lefever ら⁵⁾は破壊力学的な観点から、次式

$$K_{\text{eff}} = a_0^{0.5} \dots\dots\dots (1)$$

- ここで、 K_{eff} ：有効応力拡大係数
- ：係数
- ：ねじり変形応力
- a_0 ：クラック長さ

で記述される有効応力拡大係数が臨界値を超えたときにデラミネーションが発生するとし、そのクラック長さを a_0 として、表層の凹凸を想定している。つまり、彼らはデラミネーションに及ぼすマイクロ組織の影響を考慮していない。本研究において、デラミネーションに及ぼすマイクロ組織の影響を検討した結果、写真2、写真3で示したように、 $2\mu\text{m}$ 程度の第二相フェライトはデラミネーションの核になりえるが、サブミクロンの第二相フェライトはデラミネーションの核にはなりえないことがわかった。

これは、式(1)の a_0 を第二相フェライト径と捉えることで、サブミクロンまで微細化された第二相フェライトは有効応力拡大係数 K_{eff} を小さくすることができ、有効応力拡大係数 K_{eff} をデラミネーション発生の臨界値以下に抑制することで、デラミネーションが起きなくなると考えることができる。

また、Sample No.1 の 4 060MPa ではデラミネーションが発生せず、Sample No.2 の 4 260MPa でデラミネーションが発生したことについて、式(1)の a_0 がある臨界値以上になり、有効応力拡大係数 K_{eff} がデラミネーション発生臨界値以上になり、デラミネーションが発生したもの

と考えることができる。

3.3 冷却パターン改善によるデラミネーションの抑制

西田²⁾は Cr 添加により、第二相フェライトの発生が抑制されることを報告している。前節で記述したように粗大な第二相フェライトはデラミネーションの発生起点となる。KSC97-UH や KSC92-E に対して、KSC90 は Cr 添加されていないために、第二相フェライトが生成しやすく、KSC90 で引張強度が 4 000MPa 以上になるとデラミネーションを抑制することはより困難となる。

そこで、第2図に示したように KSC90 での第二相フェライトを抑制するために FBP 処理を見直した。前記第3表中に従来パテンティングと改善パテンティングのブラスめっき材ラメラ間隔の平均値と標準偏差 (Std. Dev.)、第二相フェライト径の平均値 (Mean) と最大値 (Max.) に関する画像解析結果とフィラメントの機械的性質を示している。改善パテンティングを実施した Sample No.5 では第二相フェライトの平均値も標準偏差も小さく、統計的にみても第二相フェライトがより微細に制御されている。

また、Sample No.5 は改善パテンティングの速い冷却速度に起因して、Sample No.4 に比べて、ラメラ間隔が微細化しており、フィラメント強度も高くなっている。Sample No.5 はフィラメントの引張強さが高いにもかかわらず、デラミネーションが発生しなかったのは、統計的にみても第二相フェライトが微細化し、式(1)の有効応力拡大係数が、Sample No.4 よりも小さくなっていることが原因していると考えられる。

むすび = スチールコードの高強度化において大きな阻害要因であるデラミネーションの発生防止について金属組織の観点からアプローチした。デラミネーションに及ぼす要因として、金属組織のほかにダイス形状、伸線スケジュール、湿式潤滑剤など湿式伸線条件が挙げられる。今後ともさらなるスチールコードの高強度化が要望されることになるが、冶金学的アプローチに加え上記加工技術面からのアプローチも重要となってくる。

参考文献

- 1) 金築 裕：大阪大学博士論文、1989.
- 2) 西田世紀ほか：CAMP-ISIJ, Vol.3 (1990), p.1811.
- 3) K. Han et al. : Materials Science and Technology, Vol.10 (1994), p.955 .
- 4) 大藤善弘ほか：鉄と鋼 Vol. 83, No. 9 (1996), p.43.
- 5) I Lefever et al. : Wire Journal International, (1998), p.90.