

撃値は激減するが、水素放出により急激に回復し、この回復は内部摩擦の回復傾向と似ているが内部摩擦の回復よりは時間的にはやく起る。

終りに本研究を行うに当り試料を御提供頂いた住友金属 K.K. 製盤所および試片の機械加工の一部を御引受け下さった日立造船 K.K. 技術研究所に対して厚く感謝の意を表する次第である。(昭. 31—7 月寄稿)

文 献

1) 例え

J. B. Seabrook, N. J. Grant and D. S. Carney: Jnl. Metals 188 (1950) 1317

J. D. Hobson and J. Hewitt: Jnl. Iron and Steel Inst. 173 (1953) 131

2) T. S. Kê etc.: Progress in Metal Physics 4 (1953) 28

3) 美馬源次郎・井本正介: 大阪大学工学部報告 vol. 2 No. 33 (1952) 93

4) 例え

Bleton, Mischonsniky, Coin and Bastien: Rev. Metall. 48 (1951) 471

Fast: Chemisch Weekblad (1941) Philips Review No. 1528

5) F. A. Mannier, Al. Demarez and G. Hock: Acta Metallurgica 2 (1954) 214

6) Dijkstra: Progress in Metal Physics 4 (1953) 123

7) T. S. Kê and P. T. Yung: Scientia Sinica vol. 3 No. 3 (1954) 261

8) 例え

C. E. Sims, G. A. Moore and D. W. Williams: Jnl. Metals 176 (1948) 283

J. D. Hobson and J. Hewitt: Jnl. Iron & Steel Inst. 173 (1953) 131

9) C. Sykes, H. H. Burton and C. C. Gegg: Jnl. Iron & Steel Inst. 156 (1947) 155

高炭素鋼の炭化物亀裂による欠陥について (III)*

上 杉 年 一**・渡 辺 洋 一**

STUDIES ON CEMENTITE CRACKS OF HIGH CARBON STEEL (III)

Toshikazu Uesugi, and Yoichi Watanabe

Synopsis:

Special kinds of carbides like the big carbide which is the product of eutectic reaction, the net carbide which is precipitated at Acm transformation and the plate carbide which is precipitated at A₁ transformation, have the tendency to make cracks easily than matrix-ferrite or martensite

These cracks in carbides made the rupture strength of steel decreased considerably.

Net or massive carbides which are precipitated at Acm transformation in 1.4% C file steel show different kinds of cracks depending on different kinds of stresses—compressive or tensile.

When compressive stress was forced to the sample, unusual cracks such as "burst of carbide" were observed.

I. 実 験 概 要

第2報において、Acm 変態で析出した網状炭化物は過飽和水素によつて、ソルバイトあるいはパーライトより早期に亀裂を起し、これが過共析鋼の白点となることを明らかにした。

そこで、かかる網状あるいは特殊形態の炭化物に、水

素の代りに外力を作用させると、基地のソルバイト、フェライトあるいはマルテンサイトより、これら炭化物は早期に亀裂も起すことが必然的に考えられる。本報では水素の代りに外力を作用させて、各種形態の炭化物の

* 昭和 31 年 10 月本会講演大会に発表

** 山陽製鋼株式会社

Table 1. Chemical composition of file steel used.

Specification of steel	Chemical composition, %						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu
SKY-3	1.48	0.18	0.36	0.016	0.012	0.24	0.25

亀裂状況を観察した結果を報告する。

II. 引張力と圧縮力が炭化物亀裂におよぼす様相について

(1) 炭化物の亀裂を顕微鏡的に確認しやすいようにするため、とくに C% の高い Table 1 の化学成分を有するヤスリ鋼を試料とし、網状炭化物を大きな形で観察することにした。

ヤスリ鋼の 50mm 角の圧延鋼材 (圧延比 6.5) で、大きな網状ならびに芋状炭化物の析出しているソルバイト組織のものを、750°C×10h 加熱保持後炉冷して、球状化焼鈍を施し、大きな網状ならびに芋状炭化物と小さな球状炭化物の混合した焼鈍組織のものにした。この焼鈍鋼材の中心部より、断面 20×20mm²、長さ 150mm の曲げ試験片と、JIS 第 4 号引張試験片を圧延方向に平行に切り採り、曲げ試験、引張試験を行い、破断した試験片あるいは破断寸前の試験片から、Fig. 1 のごとく、圧延方向に平行に顕微鏡試料を切断、研磨して、網状ならびに芋状炭化物の亀裂の様相を 1200 倍で検鏡した。

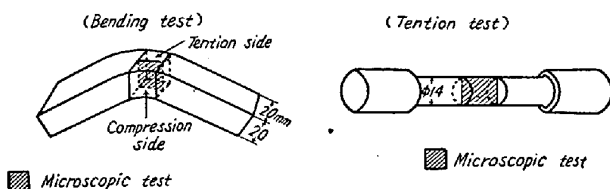


Fig. 1. Position of microscopic test.

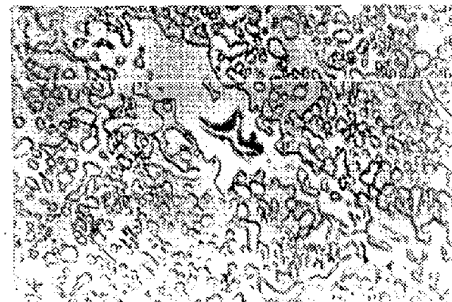
(2) 曲げ試験片の引張力側においては、Fig. 2 に示すごとく網状あるいは芋状炭化物が引張力のために大きく破断を起しているが、基地のフェライトはまだなんらの亀裂も生じていないところが多数みいだされた。圧縮力側においては、引張力側にみられるような破断の様相を呈する炭化物は存在せず、Fig. 3 に示すごとく異様な亀裂が炭化物中に発生しているのが多数認められた。

この Fig. 3 に示す亀裂は丁度、高速度鋼、ダイス鋼等の工具鋼々材の中心部に発生する“もめ割れ”と完全に類似している。すなわち“炭化物のもめ割れ”とでも称すべき亀裂が圧縮力の作用する側にのみ多数発生して



picral etch.×1,200, (2/3)

Fig. 2. Cementite cracks of file steel. (tension side)



picral etch.×1,200, (2/3)

Fig. 3. Cementite cracks of file steel. (compression side)

いるのである。また、引張試験片においては、曲げ試験片の引張力側に認められた炭化物の破断状況と全く同一の亀裂が発生しているのが確認された。

以上によつて、網状あるいは芋状炭化物は、外力によつて基地のフェライトより早期に亀裂を起し、しかも亀裂の様相は、作用する外力が引張力か圧縮力かによつて異なることが明らかになった。とくに圧縮力の作用する場合に発生する“炭化物のもめ割れ”は炭化物中になんらかの弱点が前もつて存在しているのではないかと考えられるものであり、興味ある現象である。

III. パーライト組織を有する亜共析鋼、共析鋼の伸び、絞りの低下について

亜共析鋼、共析鋼は従来より、A₁ 点直下を徐冷してパーライト組織を大きく発達させた場合は、同一の硬度同一の抗張力でも、焼入焼戻しを行つて炭化物を球状化させた場合に比して、いちじるしく伸び、絞りが、低いいわゆる粘性に乏しいことは周知の事実であり、したがつ

Table 2. Chemical composition of steels used.

Specification of steels	Chemical composition, %						Dia. of rolled bar, (mm)	Forging ratio
	C	Si	Mn	P	S	Cu		
SK-6	0.79	0.24	0.35	0.017	0.011	0.19	23	42.2
S55C	0.58	0.31	0.51	0.020	0.020	0.26	25	36.0

てパーライト組織の状態で鋼材を使用することは避けられている。

Iの実験によつて、外力により特殊形態の炭化物は基地のフェライトより早期に亀裂を起すことが確認されたので、筆者はパーライト組織のものが粘性に乏しいのは、パーライト組織中の長く発達した板状炭化物が、引張応力を受けて、基地のフェライトより早期に亀裂を起し、この亀裂部に引張応力が集中するため、試験片全体の破断が急速に進行して、伸び、絞りが低いものと想定しえられたので、これを確認することにした。

(1) 実験鋼種は Table 2 に示すごとく、C 0.8% の共析点に近い炭素鋼と、C 0.6% の亜共析炭素鋼の二種類を選定した。それぞれの鋼種を、充分発達したパーライト組織と、炭化物の球状化した組織をえるために、Fig. 4 のごとく熱処理した。

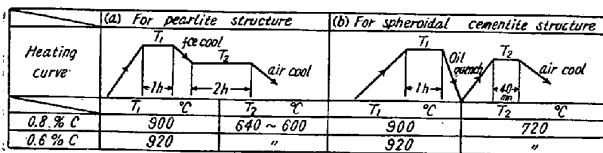


Fig. 4. Heating curves.

上記のごとく熱処理後、JIS 第4号試験片によつて引張試験を行い、引張試験値を測定するとともに、Iの実験試料と同一の検鏡面について、5,000 倍の電子顕微鏡によつて、パーライト組織中の板状炭化物の亀裂を探究した。

さらに引張試験の各時期に引張を中止した試料の伸び絞りを測定し、それら試料の縦断面について板状炭化物の亀裂を 5,000 倍で調査した。

(2) 引張試験の各時期に引張を中止した場合の実験結果の一例を Fig. 5, Fig. 6 に図示した。これらよりつぎの諸点が明らかになった。

(a) 0.8% C 鋼は、引張荷重が最大値に達するまではパーライト組織のものと球状化組織のものは伸び、絞りに大差がない。ただ幾分かパーライト組織のものが塑性変形し難く、したがつてやや伸び、絞りが低い。最大荷重から試料の破断に到る間において、パーライト組織

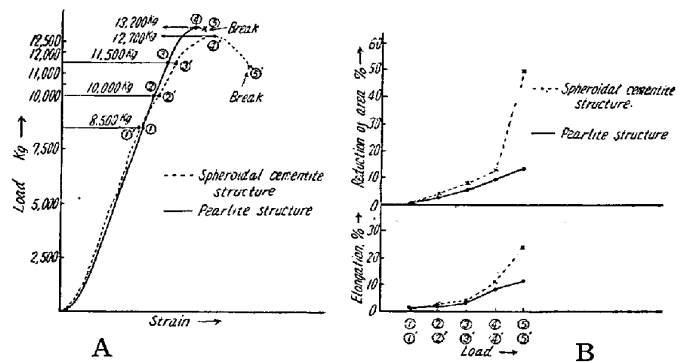


Fig. 5A. Stress-strain curve (0.8% C steel)
Fig. 5B. Elongation and reduction of area at several stages of tension test. (0.8% C steel)

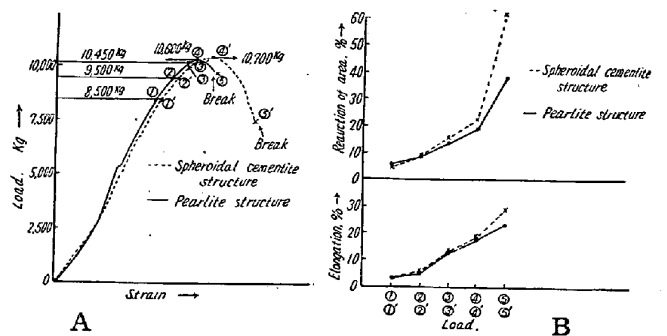


Fig. 6A. Stress-strain curves (0.6% C steel)
Fig. 6B. Elongation and reduction of area at several stages of tension test. (0.6% C steel)

のものはほとんど伸び、絞りが上昇しないが、球状化組織のものはいちじるしく伸び、絞りが上昇して、両者にはなほだしい差がこの間において生じてくる。ここに注目されることは、パーライト組織中の板状炭化物は、最大荷重に到るまでは亀裂を発生せず、最大荷重になつてはじめて“板状炭化物亀裂”が Fig. 7 に示すごとき様相を呈して出現し、しかもこの亀裂が発生してから試料が破断するまでに、パーライト組織のものは伸び、絞りがほとんど上昇しないのである。

Fig. 8 は炭化物亀裂が進行して基地のフェライトもまたこれに続いて亀裂を起している一例を示したもので

Picral etch. $\times 5,000$, (2/3)

Fig. 7. Cementite cracks in pearlite structure. (0.8% C steel) (marked by arrows)

Picral etch. $\times 2,000$, (2/3)

Fig. 8. Cementite and ferrite cracks in pearlite structure (0.8% C steel) (marked by arrows)

ある。

(b) 0.6% C 鋼もまた、引張荷重が最大値に達するまでは、パーライト組織のものと球状化組織のものは、伸び、絞りにほとんど差がない。最大荷重から試料の破断に到る間において、パーライト組織のものの伸び、絞りの上昇度は球状化組織のものの伸び、絞りの約 1/2 であり、この間において両者の差が明瞭になつてくる。パーライト組織中の“板状炭化物亀裂”は最大荷重から試料の破断する間において発生し、しかも“板状炭化物亀裂”の発生したパーライト組織の試料のこの間における伸び、絞りの上昇度は、球状化組織のものに比して非常に低い。

(c) 従来パーライト組織のものは炭化物の球状化した組織のものに比して、パーライト組織中の板状炭化物が球状炭化物に比して、その板状の形態のために、塑性変形に抵抗して、試料の変形を起し難くするために、伸

び、絞りが低いと常識的に説明されてきた。しかるにこの説明だけでは、引張荷重が最大値に達するまでは、パーライト組織のものと、球状化組織のものは、伸び、絞りに大差がなく、最大荷重から試験の破断に到る間において、伸び、絞りに大差が起きてくる現象を説明することは困難である。また板状炭化物の尖端部の切欠効果によりフェライトの破断が起きやすく、伸び絞りが出ないと一部で考えられているようであるが、筆者は本実験によつて最大荷重から試料の破断に到る間において、パーライト組織中の長く発達した板状炭化物中にまず微小亀裂が発生し、この亀裂部に引張応力が集中して、つぎにフェライトの亀裂が生じ、したがつて試料の破断が急激に進行するため、伸び、絞りがパーライト組織のものは低いものと推論するものである。

IV. 炭化物亀裂による軸受鋼の圧壊値、曲げ強さの低下について

共晶反応生成物である巨大炭化物、Acm 変態で析出する網状炭化物の残存している焼鈍組織を有する軸受鋼の圧壊値、曲げ強さは、微細な球状炭化物が一様に分布している焼鈍組織のものに比して、いちじるしく低いことはしばしば経験されることである。筆者はⅢの実験によつて、炭化物亀裂が発生すると、その亀裂部に応力が集中するため、破壊抵抗がいちじるしく低下することを認めたので、上記現象も、巨大炭化物あるいは網状炭化物中に、圧壊荷重時あるいは曲げ荷重時、炭化物亀裂が発生し、ここに応力の集中が起き、破壊抵抗が低下するため、圧壊値が低いものと推定しえられたので、これらを確認することにした。

(1)

(a) Table 3 の化学成分を有する軸受鋼 150 kg 鋼塊を、同一溶解より任意に 2 本選定し、1 本は 1150°C で 6h ソーキングを行い、充分鋼塊凝固時の共晶反応生成物である巨大炭化物を拡散させ、これを 65 mm ϕ (圧延比約 4.5) に圧延後、850°C で焼準を行い、さらに球状化焼鈍して、鋼材内部まで微細球状炭化物を均一に分布させた。

他の 1 本はソーキングを行わず、65 mm ϕ に圧延後、

Table 3. Chemical composition of bearing steel used.

Specification of steel	Chemical composition, %						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu
SUJ-2	1.19	0.28	0.45	0.017	0.012	1.47	0.22

球状化焼鈍のみを行い、巨大炭化物、網状炭化物を相当量残存させた。

(b) 圧壊試験片は鋼材と同心円的に外径 30 mm, 内径 10 mm, 厚さ 10 mm に削りだし、800°C, 815°C, 830°C, 845°C, 860°C, 875°C の各温度より油焼入後、焼戻しを省略して、圧壊試験を行い圧壊値を求めた。破断後の試料について、破断部近傍を 1,200 倍で検鏡して巨大炭化物、網状炭化物中に亀裂が発生しているかどうかを調査した。念のため、焼入後、圧壊荷重を加える前に、焼入応力により炭化物亀裂が発生しているや否やも併せ調査したが、亀裂は見出されなかつた。

(c) 曲げ試験は、65 mmφ の焼鈍鋼材中心部より、断面 12×20 mm², 長さ 150 mm の試験片を圧延方向と平行に切りだし、800°C, 820°C, 840°C, 860°C の各温度より油焼入後、160°C にて 1 h 焼戻しを行い、支点距離 100 mm で行った。

破断後の試験について、Fig. 1 と同様に圧延方向と平行の検鏡面で、引張力側と圧縮力側における巨大炭化物、網状炭化物の亀裂の発生状況を 1,200 倍で検鏡した。

(2)

(a) 圧壊試験結果、曲げ強さの実験結果は Fig. 9 に示した。

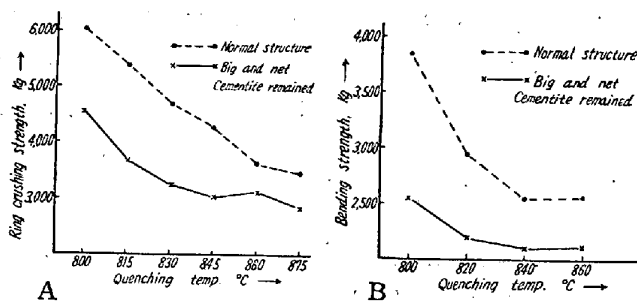


Fig. 9A. Ring crushing strength of bearing steel.

Fig. 9B. Bending strength of bearing steel.

すなわち均一微細な球状化組織に比して、同一溶解、同一圧延比のもので、巨大炭化物、網状炭化物の残存した組織のものは、いちじるしく圧壊値、曲げ強さが低い。

(b) 曲げ試験における破断後の試料について、破断部近傍を 1,200 倍で検鏡した結果、Fig. 10 に示すごとく、基地のマルテンサイト、あるいは微細な球状炭化物にはなんら亀裂が発生していないにも拘わらず、巨大炭化物あるいは網状炭化物中には炭化物亀裂が発生しているのを多数確認することができた。



picral etch. ×1,200, (2/3)

Fig. 10. Cementite cracks of bearing steel. (Compression side)

ただし基地がフェライトであつたⅡの曲げ試験片において、引張力側と圧縮力側で、炭化物亀裂の様相に相違があつたのに反して、基地がマルテンサイトである本実験では、引張力側と圧縮力側における炭化物亀裂の様相差を確認することはできなかつた。

(c) 巨大炭化物、網状炭化物の残存する場合、軸受鋼の圧壊値あるいは曲げ強さの低いことについては従来しばしば経験されていることであり、これが原因については巨大炭化物、網状炭化物の残存する個所は、そこに成分偏析が起きているため、焼入時の応力がその部分に集中するとか、荷重を加えた際、組織的な不均一性のために、偏析部に応力が集中しやすいとかの一般常識的な解釈がなされているにすぎない。筆者はⅢの実験により、引張荷重時、板状炭化物の尖端に引張応力が集中するにも拘わらず、パーライト組織のものが、炭化物の球状化組織のものに比して、板状炭化物亀裂が発生して後において、はじめて伸び、絞りにいちじるしい差が生じそれ以前には大差がないことより推定して、成分偏析部における焼入時の応力集中あるいは荷重時の応力集中が圧壊値あるいは曲げ強さの低下の原因であることを否定しえないが、むしろ炭化物亀裂の方がその影響力が大きいのではないかと思考するものである。

V. 総 括

共晶反応生成物である巨大炭化物、Acm 変態で析出する網状炭化物、あるいは A₁ 変態で析出する板状炭化物等の特殊形態の炭化物は、外力を加えることによつて基地のフェライト、マルテンサイト等より早期に亀裂を起し、これが原因となつて、鋼の破壊抵抗をいちじるしく低下させることを明らかにした。また 1.4% C ヤスリ鋼の Acm 変態で析出する網状あるいは芽状炭化物は、加わる外力が、引張力か圧縮力かによつて、亀裂の様相に差があることを明らかにし、特に圧縮力側には“炭化物のめ割れ”とでも称すべき異様の亀裂が発生することを確

認した。

最後に本研究の遂行に多大の御援助、御指導を戴いた東京大学教授、工学博士芥川武先生、兵庫県立工業試験

所長工学博士福島政治先生、ならびに電子顕微鏡調査の便宜を与えられた富士製鉄広畑研究所の御一同に深く感謝の意を表す。(昭, 31—8月寄稿)

耐衝撃用工具 Si-Cr-W 鋼におよぼす Mo, V 添加の影響について*

小柴定雄**・九重常男***

EFFECT OF Mo AND V ADDITIONS ON Si-Cr-W STEELS FOR SHOCK-RESISTING TOOLS

Sadao Koshiba, Dr. Eng., Tsuneo Kunō

Synopsis:

To investigate the influence of Mo and V additions on the properties of Si-Cr-W shock-resisting steel containing 0.55% carbon, 1.4% chromium and 2.1% tungsten, the authors measured the transformation point, quenching and tempering hardness, hardenability, rate of deformation, mechanical properties at elevated temperature and microstructures.

From the results of these experiments, the authors ascertained that through the Mo and V additions to the Si-Cr-W shock-resisting steel, its properties were improved remarkably.

I. 緒 言

タガネ、スナップその他繰返し衝撃をうける耐衝撃用工具鋼とし Cr-W 鋼および Si-Cr-W 鋼が多く用いられる。耐衝撃用工具としては硬度も高かつ韌性の大きなことがのぞましい。諸外国ではこの種 Si-Cr-W 鋼がかなり使用されているが、わが国ではまだあまり使用されていない。そこで筆者らは Si 量の異なる 2 種類の Si-Cr-W 鋼に Mo 約 0.5%, V 約 0.3% 添加し、添加しないものとの間の諸性質の相違をしらべた。

II. 実験結果

(1) 試料の溶製および化学成分

実験に用いた試料は 50 kg 高周波電気炉にて砂鉄系原

料鉄を用い、基準成分を C 0.55, Cr 1.4, Mn 0.3, W 2.5% とし Si を 0.25% および 1.0% の 2 種にかえ、さらに Mo 0.5%, V 0.3% を添加した試料合計 4 溶解を行い 30 kg 鋼塊を造り、これを 15 mm 角および 30 mm ϕ に鍛伸して試料として用いた。試料の化学成分を Table 1 に示す。各試料とも C, W はやや低く Si, Mn および Cr は予定成分よりやや高い。

(2) 変態生起状況

15 mm 角試料を 7 mm ϕ \times 70 mm に旋削し、本多式熱膨脹試験機にて加熱および冷却の際の変態生起状況をしらべた。その結果を Table 2 に示す。なお加熱速度および炉冷の際の冷却速度は 5°C/mn とし、空冷の際の最高加熱温度は 950°C とした。Table に示すごとく Si 0.26% を含む Si-Cr-W 鋼においては Mo およ

Table 1. Chemical compositions of samples.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo	V
S 1	0.53	0.26	0.38	0.010	0.007	1.42	2.13	—	—
SMV1	0.51	0.26	0.39	0.009	0.006	1.43	2.15	0.51	0.30
S 2	0.54	1.02	0.41	0.011	0.008	1.40	2.20	—	—
SMV2	0.52	1.04	0.42	0.008	0.006	1.46	2.14	0.53	0.32

* 昭和 31 年 4 月本会講演大会にて講演 ** 工博, 日立金属工業安来工場 *** 日立金属工業安来工場