

浸炭, 高周波焼入れした鋼の曲げ強度に及ぼす 未固溶セメンタイトと結晶粒度の影響

村井 暢宏*・鎌田 芳彦*²・宇野 光男*²・高山 透*・織田 和幸*³・
無田上 章*⁴・正木 隆*³・有見 幸夫*³

Effect of Undissolved Cementite and Grain Size on Bending Strength of
the Carburized and Induction Hardened Steel

Nobuhiro MURAI, Yoshihiko KAMADA, Mitsuo UNO, Toru TAKAYAMA, Kazuyuki ORITA,
Akira MUTAGAMI, Takashi MASAKI and Yukio ARIMI

Synopsis : A new heat treatment, where induction hardening is carried out after carburizing, was studied to increase the bending strength of automotive differential gears. The modified JIS SCM822 grade was prepared and was cold-forged to form the differential gears, which were plasma-carburized, induction-hardened and low-temperature-tempered. The bending test was carried out using an automotive differential unit.

In the hardened case, massive hyper-eutectoid cementite, which was produced during the carburizing and remained during the induction heating, was observed along the austenite grain boundaries. Although the austenite grain was refined by induction heating, bending strength decreased with an increase in the amount of undissolved cementite. At the fracture origin, an intergranular fracture containing undissolved cementite on its surface was observed.

These results indicate that the increase of the massive undissolved cementite decreased the strength between the austenite grain boundaries, and then diminished the contribution of grain size refinement to the increase of bending strength.

The formation of hyper-eutectoid cementite during carburizing should be minimized, since this cementite cannot be fully dissolved by induction heating.

Key words : low alloy steel ; gear ; carburizing ; induction hardening ; grain boundary ; grain size ; fracture ; mechanical testing.

1. 緒言

自動車の動力性能向上, 軽量化さらにはコストダウンの要請により, 動力伝達部品である歯車の高強度化が重要な課題となっている¹⁾。一般に, 歯車には歯元の曲げ強度と歯面の耐ピッチング性や耐スクローリング性が必要である²⁾。自動車の差動歯車³⁾では, これらの強度のうち曲げ強度が部品の強度を支配する場合が多く, 素材である浸炭鋼の曲げ強度の向上が望まれている。このような背景のもと, 曲げ強度の向上のため, 高周波加熱による結晶粒微細化効果⁴⁾に着目し, 浸炭後, 高周波で再加熱焼入れを行なう複合熱処理^{5,6)}を検討した。

ところで, 浸炭鋼を再加熱焼入れした場合, その加熱方法にかかわらず, 浸炭層にはセメンタイトがしばしば未固溶で残存する^{7,8)}。従って, 高強度化をはかるうえでは前述の結晶粒に加え, 未固溶セメンタイトの挙動にも注目する

必要であろう。一方, 浸炭と高周波焼入れによる複合熱処理は, 従来から熱処理ひずみの低減⁵⁾や浸炭後の部分焼もどし⁶⁾を目的に一部検討されているが, 強度向上を目的に組織との関連を詳細に調査した例はほとんど無い。

そこで, 本報では浸炭と高周波焼入れの複合熱処理を行なった差動歯車の曲げ強度に及ぼす未固溶セメンタイトならびに結晶粒度の影響について報告する。

2. 実験方法

2・1 供試鋼

供試鋼は, Table 1 に示すとおり, JIS SCM822鋼を低Si化し, 更に, Nb添加した鋼である。直径20mmの熱間圧延素材を冷間鍛造により予備成形し, 球状化焼鈍の後, 再び冷間鍛造により歯形成形を行なった。この後, 内径等を切削, 研磨し, Table 2 に示す諸元の歯車(ピニオン)を製作し

平成7年12月22日受付 平成8年4月12日受理 (Received on Dec. 22, 1995; Accepted on Apr. 12, 1996)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Corporate Research and Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660)

* 2 住友金属工業(株)小倉製鉄所 (Kokura Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

* 3 マツダ(株)パワートレイン技術部 (Powertrain Production Engineering Dept., Mazda Motor Corp.)

* 4 (株)オートザム福岡オートザム直方 (Autozam Nougata, Autozam Fukuoka Co., Ltd.)

た。なお、表中のサイドギヤは熱間鍛造により成形した。

2・2 熱処理

これらの歯車をTable 3に示す条件で熱処理した。浸炭処理にはプラズマ浸炭炉⁹⁾を使用した。浸炭に先立ち、H₂ガスのグロー放電(CL)により、歯車の表面を清浄化した。浸炭は1273Kで7.32ks行ない、浸炭期(PC)の時間(t2)により、表面C量を変化させた。浸炭期においては、浸炭ガスにC₃H₈を用い、炉内圧力、直流印加電圧をそれぞれ、467Pa、200Vとした。また、拡散期(D)には炉内をN₂で置換して、炉内圧力を267Paとした。浸炭後、0.17K/sの冷却速度で873Kまで炉冷(FC)し、その後はガス冷却(GFC)した。

高周波焼入れには、8.2kHzの高周波熱源を用いた。加熱は二段階で行ない、予備加熱(T2)で歯車全体を加熱し、次の本加熱(T3)で表層部の温度を変化させた。予備加熱と本加熱での投入電力は、各々9kVA、18kVAとした。焼入れには353Kの油を使用した。高周波焼入れ後、453K、7.2ksの焼もどしを行なった。

以下、浸炭条件と高周波焼入れ条件の併記によって、熱処理条件を表す。

2・3 歯車曲げ試験

試験機の概略図をFig. 1に示す。試験には乗用車用のかさ歯車式差動装置³⁾を用いた。両側のサイドギヤを内径スプ

インを介して固定し、ギヤケースを回転させることにより、一定の状態にかみ合わせたピニオンの歯元に曲げ応力を作用させた。このような方法でピニオンに曲げ応力を作用させた場合、歯元ヒール部の表面が起点となり、歯が折損¹⁰⁾する。Fig. 2にその起点部周辺での歯形方向のひずみ—時間曲線及びトルク—回転角度曲線を示す。ひずみ—時間曲線から、試験でのひずみ速度は0.01~0.02/sの範囲と見積られる。また、トルク—回転角度曲線の最大トルクを曲げ強度とした。

一方、各熱処理条件における硬化特性を調査するため、組織観察ならびに硬度分布、表面C量、残留オーステナイト量(オーステナイトは以後γと記す)の測定を行なった。観察および測定位置は、歯車曲げ試験で起点となるピニオン歯元のヒール部とした。表面C量は、波長分散型X線分析装置を用い、検量線法により測定した。残留γ量は、X線回折により、α(211)とγ(220)の積分強度により算出した。

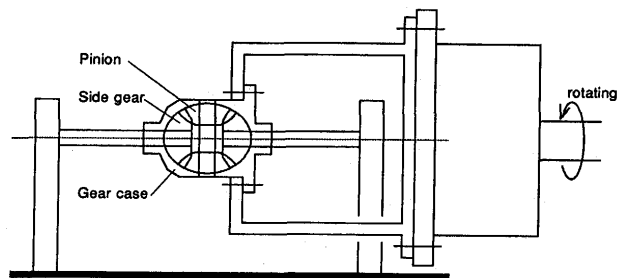


Fig. 1. Bending test method of the pinions assembled into an automotive differential.

Table 1. Chemical composition of test steel (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	solAl	N
0.21	0.10	0.72	0.022	0.024	0.98	0.39	0.026	0.028	0.0174

Table 2. Specifications of test gears.

Type	Pinion	Side gear
	Straight bevel	Straight bevel
Module	4.003	4.003
Pressure angle(rad)	0.393	0.393
Cone distance(mm)	37.770	37.770
Outside diameter(mm)	47.447	67.024
Number of teeth	10	16

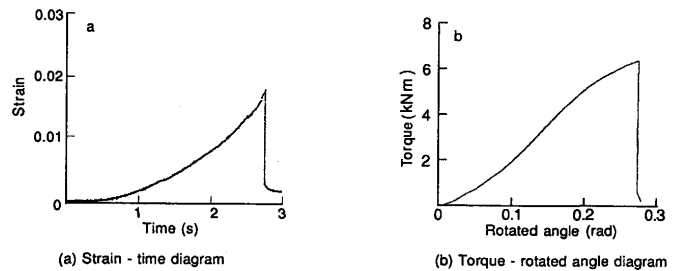


Fig. 2. Typical diagrams obtained in the bending test of the pinions.

Table 3. Conditions of heat treatment.

Plasma Carburizing						Induction hardening					Tempering			
T1						T2					T4			
873K						OQ(353K)					AC			
Heat	T1 (K)	t1 (ks)	t2 (ks)	t3 (ks)	t4 (ks)	Heat	t5 (s)	T2 (K)	t6 (s)	t7 (s)	T3 (K)	Heat	T4 (K)	t8 (ks)
A	1273	1.20	1.50	5.82	2.40	1	25.0	1073	1.0	1.5	1353	a	453	7.2
B	1273	1.20	3.00	4.32	2.40	2	25.0	1073	12.0	2.5	1297			
C	1273	1.20	5.28	2.04	2.40	3	25.0	1073	12.0	4.0	1407			

CL : Clean up by ion bombardment FC : Furnace cooling AC : Air cooling
 PC : Plasma Carburizing GFC : Gas fan cooling
 D : Diffusing OQ : Oil quenching

3. 結果

3・1 浸炭後の組織

浸炭後の表面部の光学顕微鏡組織をFig. 3に示す。浸炭条件B, Cでは, 浸炭期あるいは拡散後の炉冷時に生成した網目状の過共析セメンタイト¹¹⁾が観察された。このうち浸炭期の時間(t₂)が最長である条件Cでは, セメンタイトは粗大化し, その量も増加した。浸炭期が最短の条件Aにおいては, 過共析セメンタイトの生成は明瞭でなかった。浸炭条件にかかわらず, 浸炭後は炉冷とガス冷却を行なったため, 基地の組織はパーライト組織であった。なお, 浸炭後のγ粒度番号は, 過共析セメンタイトの分布¹²⁾を参考にすると, 約7番であった。

3・2 高周波焼入れ後の硬化特性と組織

高周波焼入れ後の表面C量, 有効硬化層深さ, 中心硬度の熱処理条件による変化をFig. 4に示す。表面C量は, 浸炭期

の時間(t₂)が長くなるほど高くなり, 浸炭後の過共析セメンタイトの生成量と定性的に対応した。有効硬化層深さ(550 HV)は, 浸炭期の時間が長くなるほど深くなり, 0.97~1.24 mmの範囲であった。中心硬度は, 425~450HVの範囲であり, 熱処理条件によらず, ほぼ同レベルであった。また, 中心硬度は, 低温焼もどしを施したにもかかわらず, 50%マルテンサイト硬度(約320HV)¹³⁾を越えていることから, 高周波焼入れにより中心部まで十分に焼きが入ったと言える。

Fig. 5に表面部の光学顕微鏡組織を示す。いずれもマルテンサイトが観察され, 表面C量が最も高い条件C3では, マルテンサイト板の間に残留γが多量に観察された。Fig. 6に残留γ量, 表面硬度及びγ粒度の表面C量による変化を高周波加熱条件ごとにまとめた。残留γは, 表面C量の増加に伴って徐々に増加しC量が1 mass%を越えると急増した。軟質の残留γの急増に伴って, 表面硬度はやや低下した。γ粒度は表面C量にほとんど影響されず, おもに高周波加熱条件に影響された。すなわち, 高周波焼入れ条件 1, 2 (1353K,

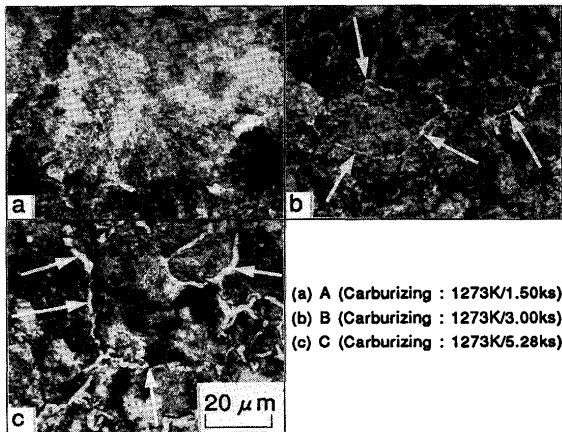


Fig. 3. Case microstructure of as-carburized pinions. Arrows indicate hyper - eutectoid cementite.

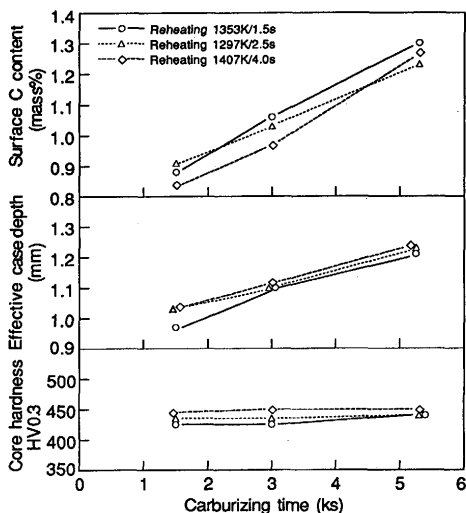


Fig. 4. Surface carbon content, effective case depth and core hardness of the pinions which were carburized and induction hardened. Effective case depth is the distance from the surface to the point at which a hardness of 550 HV 0.3 is measured.

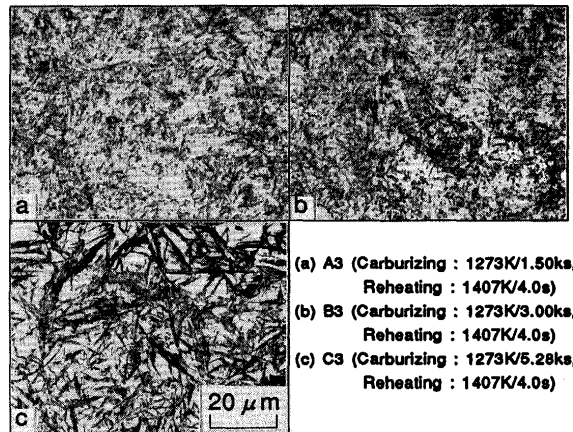


Fig. 5. Case microstructure of the pinions which were carburized and induction hardened.

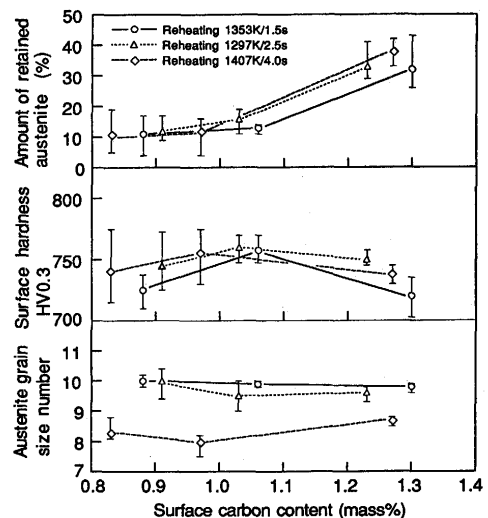
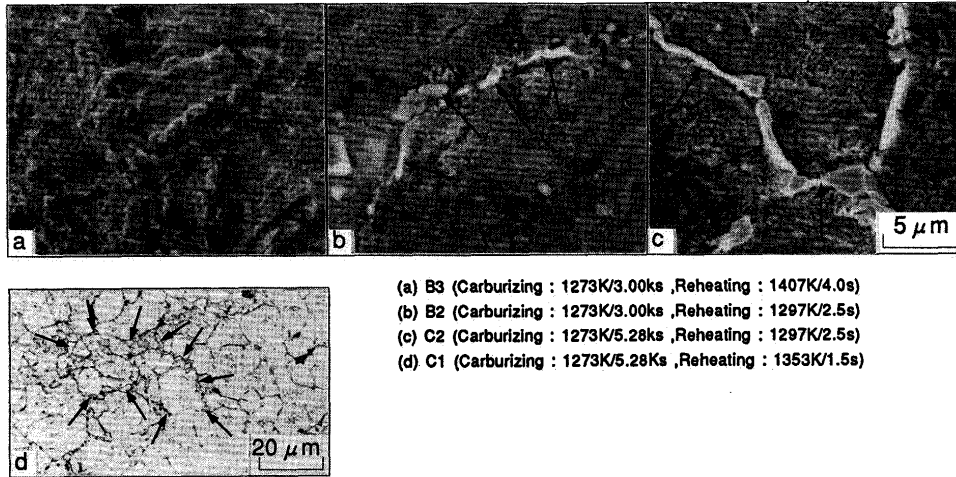


Fig. 6. Amount of retained austenite, surface hardness and austenite grain size number in the carburized and induction hardened case.



(a) B3 (Carburizing : 1273K/3.00ks ,Reheating : 1407K/4.0s)
 (b) B2 (Carburizing : 1273K/3.00ks ,Reheating : 1297K/2.5s)
 (c) C2 (Carburizing : 1273K/5.28ks ,Reheating : 1297K/2.5s)
 (d) C1 (Carburizing : 1273K/5.28ks ,Reheating : 1353K/1.5s)

Fig. 7. Undissolved cementite along the prior austenite grain boundary in the carburized and induction hardened case. Arrows indicate undissolved cementite.

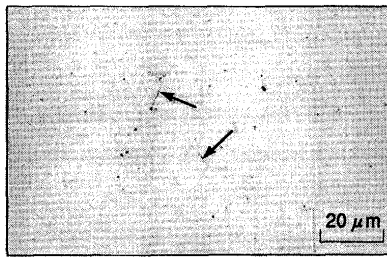


Fig. 8. Undissolved cementite in the case of the pinion which was carburized for 1.50ks and reheated at 1297K. Arrows indicate Undissolved cementite.

1297K加熱)においては、粒度番号は9番以上であり高周波加熱による細粒化効果が認められるが、高周波加熱がそれよりも高温長時間である条件3(1407K加熱)においては粒度番号が9番未満となり粒成長した。

3・3 高周波焼入れ後の未固溶セメンタイト

Fig. 7に非水溶媒系電解エッチング法¹⁴⁾による硬化層のSEM像(a~c)とγ粒界の光学顕微鏡組織(d)を示す。高周波焼入れ後の硬化層には、片状ならびに塊状のセメンタイトが観察された。セメンタイトは、浸炭期の時間が長く(すなわち、表面C量が高く)、高周波加熱が低温短時間であるほど大きく、同時に量も多い。これらのセメンタイトは、網目状に連なって分布していることから、浸炭あるいは炉冷時に生成した過共析セメンタイトが高周波加熱で溶け残った未固溶セメンタイトと特定できる。一方、γ粒は、これらの未固溶セメンタイトの分布に沿って形成されており、更に、網目状の内部にも新たに形成されていた。

Fig. 8にピクリン酸ソーダ¹⁵⁾で腐食した硬化層の組織を示す。未固溶セメンタイトは、表面C量が低い条件A2においても硬化層の一部にわずかに観察された。このほか、条件A1, B3においても同様に観察された。

3・4 曲げ試験結果

Fig. 9に曲げ強度に及ぼす表面C量の影響を示す。曲げ強

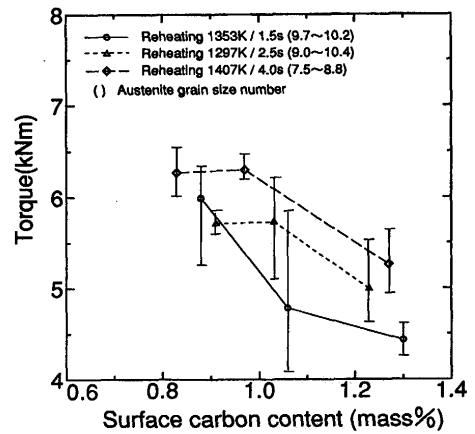


Fig. 9. Effect of surface carbon content on bending strength of the pinions.

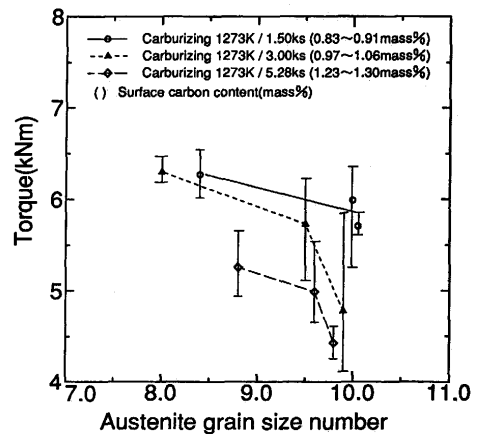
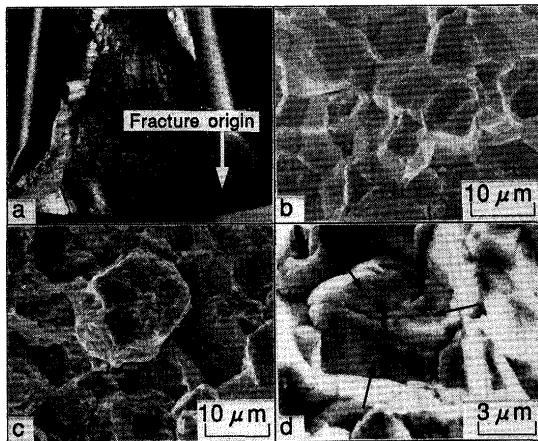


Fig. 10. Effect of austenite grain size number on bending strength of the pinions.

度(トルク)は表面C量の増加とともに低下した。また、Fig. 9には、各高周波加熱条件に対応したγ粒度番号も示した。同一C量で比較すると、曲げ強度は、浸炭後の高周波加熱が低温短時間加熱であるほど低下し、γ粒度番号の上昇に伴って低下する傾向が認められた。そこで、Fig.10に曲げ強度に及ぼすγ粒度番号の影響を示す。いずれの表面C量のレベル



(a) Fracture origin of pinion
 (b) B3 (Carburizing : 1273K/3.00ks, Reheating : 1407K/4.0s)
 (c) C3 (Carburizing : 1273K/5.28ks, Reheating : 1407K/4.0s)
 (d) C1 (Carburizing : 1273K/5.28ks, Reheating : 1353K/1.5s)

Fig. 11. Fracture origin of the pinions which were carburized and induction hardened. Arrows in (d) indicate the facet having smooth surface.

においても、曲げ強度は γ 粒の微細化とともに低下した。

Fig.11に高強度材(条件B3(6.31kN・m))と低強度材(条件C3(5.26kN・m), C1(4.43kN・m))の破壊起点部の破面を示す。条件B3と条件C3は、いずれも粒界破壊であるが、低強度材の条件C3においては、一部の破面上に多数のボイドと粒子が観察された。また、更に強度が低い条件C1では、数 μ mの大きさで、滑らかな表面を有するファセットが多数観察された。

4. 考察

4・1 高周波加熱による過共析セメンタイトの固溶

Fig.12は各条件での表面C量と未固溶セメンタイトの有無をFe-1.0mass%Cr-C系平衡状態図(Thermo-Calc¹⁶⁾でSGTE Solution Database¹⁷⁾を用い計算)上に示したものである。各プロットに対応する温度は高周波加熱での本加熱温度(T3)である。図中のC量に着目すると、いずれの浸炭条件においても表面は過共析組成である。これは、Fig. 3の浸炭条件B, Cにおける過共析セメンタイトの生成と対応する。また、浸炭条件Aにおいても過共析組成であることは、当条件でも過共析セメンタイトが生成し得ることを示唆し、条件A1, A2でわずかに観察された未固溶セメンタイトは、これらが高周波加熱で残存したものと解釈できる。

一方、Fig.12の温度に着目すると、いずれの高周波加熱温度も γ 単相域に相当し、過共析セメンタイトの固溶は保持時間を長くすることにより可能である。一般に、析出物の固溶に要する時間は、加熱温度と組成を一定にすると、粒径の増加とともに長くなる¹⁸⁾。従って、未固溶セメンタイトは、浸炭あるいは炉冷時に生成した過共析セメンタイトのうち、ある一定粒径以上のものが高周波加熱での保持時間が短か

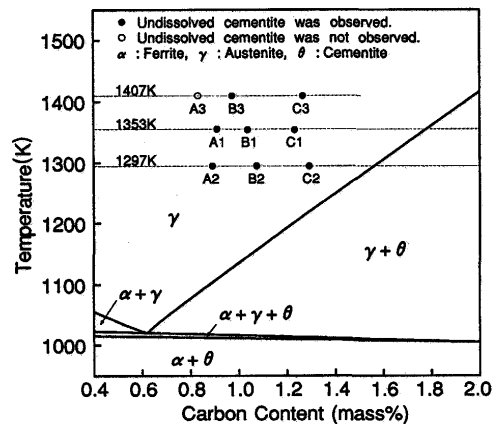


Fig. 12. Fe-1.0mass% Cr-C system phase diagram where the surface C content and the reheated temperature in the case are plotted.

かったために、溶け残ったものと推測される。また、表面C量の増加とともに未固溶セメンタイト量が増加するのは、Fig. 3に示したように、表面C量が高いほど粗大化したセメンタイトが多くなったことが主因と考えられる。

Fig.12に示すとおり、未固溶セメンタイトは、表面C量が低く、高温長時間加熱の条件A3を除きすべての条件で認められた。上記のような過共析セメンタイトの固溶過程に従えば、未固溶セメンタイトの完全固溶には更なる高温長時間の加熱が必要であるが、一方ではFig. 6に示すとおり、高周波条件3において γ 粒がすでに粒成長している。このことから、いったん過共析セメンタイトが生成した場合、高周波加熱によりこれを完全に固溶させ、しかも γ 粒を微細化させる熱処理条件は、表面C量を低くすることを前提に、かなり限定された範囲になると考えられる。

4・2 強度に及ぼす未固溶セメンタイトの影響

表面C量の増加と高周波加熱の低温短時間化により、未固溶セメンタイトは増加し、この時、曲げ強度は低下した。従って、未固溶セメンタイトの存在による曲げ強度の低下が考えられる。

そこで、Fig.11に示した破面と未固溶セメンタイトとの関連を明らかにするため、ピニオンの歯形断面をあらかじめ、ピクルルにより軽く腐食し、この後、曲げによって歯を強制破断させた。Fig.13に破断面近傍に観察されたクラックの断面写真を示す。クラックは未固溶セメンタイトと基地との界面を伝播している。この結果に加え、Fig. 7に示した硬化層でのセメンタイトの存在形態から、Fig.11のcで観察された粒界破面上の多数のボイドと粒子は、網目状に粒界に分布した塊状の未固溶セメンタイトと基地との界面分離によって生じたものと推測される。また、Fig.11のdに示した小単位に分割された滑らかな破面は、粒界に分布した片状の未固溶セメンタイトと基地との界面分離によって生じたものと推測される。

一般に、浸炭鋼の硬化層は、低温焼もどし高炭素マルテンサイトであり、 γ 粒界は粒内に比べて相対的に脆弱化して

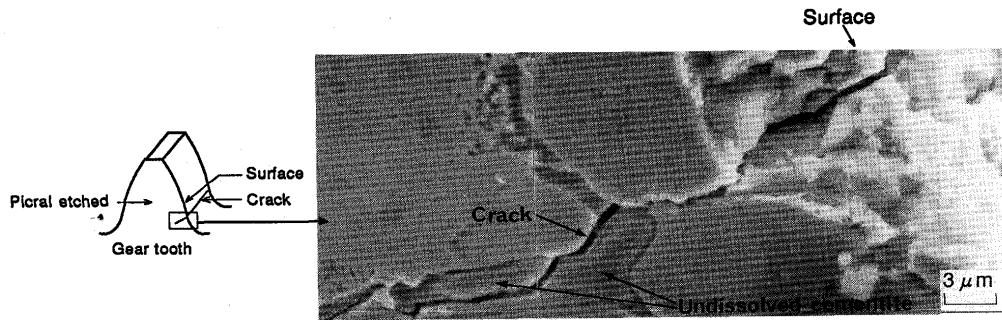


Fig. 13. Crack propagating through the cementite-matrix interface.

いる¹⁹⁻²¹⁾。本実験のように、 γ 粒界に片状や塊状のセメンタイトが存在する場合、セメンタイトと基地との界面強度が低い場合、 γ 粒界の強度は更に低下するものと考えられる。

4・3 強度に及ぼす γ 粒度の影響

結晶粒の微細化は、粒界への応力集中の緩和や不純物元素の偏析軽減により、粒界強度の向上に寄与する²²⁾。従って、硬化層の γ 粒の微細化による曲げ強度の向上が予測されるが、Fig.10で示したとおり、強度と粒度とは逆相関である。これは、高周波加熱温度の低下とともに未固溶セメンタイトの増加と γ 粒の微細化が同時に起こるため、未固溶セメンタイトの増加による粒界強度の低下が、細粒化による粒界偏析軽減と応力集中緩和作用に比べ、支配的になった結果と考えられる。

このように、本調査では、細粒化と同時に、粒界の強度を低下させる未固溶の過共析セメンタイトも増加するので、強度に対して細粒化の効果が発揮されないと考えられる。従って、高強度化には細粒化と同時に粗大な過共析セメンタイトの固溶が必要と考えられる。4・1節では、細粒を維持しつつ、過共析セメンタイトを完全に固溶させる高周波加熱条件はかなり限定されることが予測された。これを考慮すると、高強度化には、浸炭過程での網目状の過共析セメンタイトの析出を抑えることが重要と考えられる。

5. 結言

浸炭後に高周波焼入れを行ない、曲げ強度に及ぼす未固溶セメンタイトならびに結晶粒度の影響について検討した結果、以下のことが判明した。

(1) 高周波焼入れ後、硬化層には、浸炭あるいは浸炭後の炉冷時に生成した過共析セメンタイトがオーステナイト粒界に未固溶で残存した。

(2) 未固溶セメンタイトの増加により、曲げ強度は低下

した。これは、基地組織(マルテンサイト、残留オーステナイト)と未固溶セメンタイトの界面の強度が低いため、硬化層の旧オーステナイト粒界の強度が更に低下したためと考えられた。

(3) 硬化層の細粒化と同時に、未固溶セメンタイトも増加したので、未固溶セメンタイトの影響が支配的となり、細粒化による曲げ強度の向上は認められなかった。

(4) 浸炭、高周波焼入れによる高強度化には、浸炭過程での網目状の過共析セメンタイトの生成を抑えることが重要と考えられた。

文 献

- 1) 例えば、井上 毅：鉄と鋼，81 (1995)，454。
- 2) 技術資料 歯車強さ設計資料，日本機械学会，東京，(1991)，1。
- 3) 尾崎紀男：自動車工学，森北出版，東京，(1987)，75。
- 4) 第3版鉄鋼便覧 第VI巻 二次加工・表面処理，熱処理・溶接，日本鉄鋼協会編，丸善，東京，(1982)，577。
- 5) 大和久重雄：熱処理，18 (1978)，15。
- 6) 鮎谷清司：熱処理，24 (1984)，246。
- 7) G.Krauss：Metall. Trans. A, 9A (1978)，1527。
- 8) Carburizing and Carbonitriding, ASM, Ohio, (1977)，35。
- 9) 木村利光，並木邦夫：熱処理，34 (1994)，18。
- 10) 技術資料 歯車強さ設計資料，日本機械学会，東京，(1991)，138。
- 11) Metals Handbook 8th edition Vol.7, ASM, Ohio, (1972)，56。
- 12) 鋼材の性質と試験，日本鉄鋼協会編，地人書館，東京，(1977)，417。
- 13) 大和久重雄：焼入性，日刊工業新聞社，東京，(1979)，43。
- 14) 黒澤文夫：材料とプロセス，5 (1992)，434。
- 15) 第3版鉄鋼便覧 第IV巻 鉄鋼材料，試験・分析，日本鉄鋼協会編，丸善，東京，(1981)，390。
- 16) B.Sundman, B.Jansson and J.-O. Andersson：CALPHAD, 9 (1985)，153。
- 17) I.Ansara and B.Sundman：Computer Handling and Dissemination of Data, ed. by P.S.Glaeser, North Holland, (1987)，154。
- 18) H.B.Aaron and G.R.Kotler：Metall. Trans., 2 (1971)，393。
- 19) H.L.Marcus and J.M.Harris：Scripta Metallurgica, 9 (1975)，563。
- 20) G.Krauss：ISIJ Int., 35 (1995)，349。
- 21) R.S.Hyde, G.Krauss and D.K.Matlock：Metall. and Materials Trans. A, 25A (1994)，1229。
- 22) 高木節雄：日本鉄鋼協会九州支部，日本金属学会九州支部共催第86回講演討論会，高純度鋼と材料特性，(1995)，1。