

デファレンシャルギヤ強化技術の開発

Development of New Process for High Performance Differential Gears

村井暢宏/Nobuhiro Murai・総合技術研究所 鋼管・鋼材研究部 副主任研究員

高山 透/Toru Takayama・総合技術研究所 基礎研究部 副主任研究員 工博

宇野光男/Mitsuo Uno・小倉製鉄所 開発室 参事補

鎌田芳彦/Yoshihiko Kamada・小倉製鉄所 開発室 参事 工博

西田和彦/Kazuhiko Nishida・小倉製鉄所 専門部長 工博

要 約

デファレンシャルギヤの強化のため、新熱処理プロセスの適用を検討した。当熱処理は、浸炭処理に引き続き高周波焼入れを施す複合処理であり、硬化層のC量およびオーステナイト粒径を制御することができる。当熱処理を実歯車に適用した結果、従来の浸炭処理材に比べ30%の強化が可能となった。

Synopsis

This paper describes the development of a new process for high performance differential gears. In this new process, induction hardening is performed after carburizing, enabling carbon content and austenite grain size in the case to be controlled independently.

As a result, in applications of this new process to differential gear production, the impact strength is increased by 30% compared with the conventional process.

1. 緒 言

近年、自動車の動力性能向上、軽量化、さらにはコストダウンを狙いとしてサイズダウンによる部品共通化等が強く求められ、動力伝達系部品であるデファレンシャルギヤにおいても、ますます苛酷な負荷条件の下で使用されるようになってきている。このような背景から、デファレンシャルギヤの耐久性を確保しつつ、軽量、コンパクト化を図るため、その高強度化は重要な課題のひとつとなっている。

デファレンシャルギヤに要求される強度特性は、衝撃強度、面圧疲労強度、および耐摩耗性である。このような特性を満たすため、一般には浸炭鋼が用いられている。しかし、浸炭処理を施したデファレンシャルギヤでは、特に衝撃強度によりその寿命が決定される場合が多く、材質による衝撃強度の改良が望まれている。

ところで、浸炭鋼の衝撃強度については、実体の歯車や種々の試験片を用いて合金元素の影響が数多く調査されており、Ni, Moの添加が有効であることが明らかにされている¹⁾。しかしながら、Ni, Moの添加は、同時に材料の冷間鍛造性や切削性を著しく劣化させる^{2),3)}。

そこで、本報告では、冷間鍛造性や切削性が問題となら

ない汎用鋼の使用を前提とし、熱処理による高強度化を検討した。具体的には、浸炭後に高周波誘導加熱で再加熱焼入れを行う複合熱処理（以後、浸炭＋高周波焼入れ）によるデファレンシャルギヤの高強度化に取り組んだ。

2. 実験方法

2-1 実験手順

次に示す三段階に分けて実験を進めた。

実験Ⅰ：歯車曲げ試験により、浸炭＋高周波焼入れの処理条件による歯車の破断トルクと破壊形態の変化を調査した。なお、浸炭処理には、表面C量を大きく変化させるため、高C領域まで浸炭可能なプラズマ浸炭炉^{4),5)}を使用した。

実験Ⅱ：三点曲げ試験により、強化因子の基礎検討と強化のための最適処理条件の絞り込みを行った。

実験Ⅲ：実験Ⅱの結果をもとに、最適条件での強度評価を、歯車曲げ試験により行った。

なお、実験Ⅱ、Ⅲでは、実生産を加味し、浸炭処理にはガス浸炭炉を使用した。

2-2 供試材

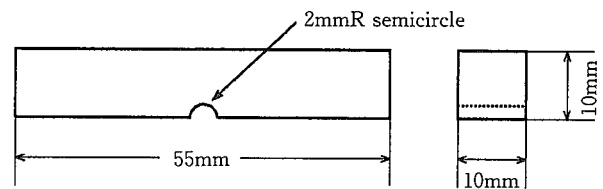
供試材の化学成分を第1表に示す。供試材はJIS SCM822相当鋼のSiを低下させた鋼(B鋼)とそれにNbを添加した鋼(A鋼, C鋼)であり、いずれも転炉溶製鋼である。A鋼を実験Iに, B鋼を実験IIに, C鋼を実験IIIに供した。

A鋼とC鋼については, 歯車(ピニオン)の成形を行うため, 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った。この後, 切削, 研磨を行い, 第2表に示す諸元の歯車を製作した。なお, 第2表中のサイドギヤについては熱間鍛造により成形した。

一方, B鋼については, 160mm角の熱間圧延素材を直径

30mmに熱間鍛造し, R/2部より第1図に示す三点曲げ試験片を切り出した。

これらの歯車および試験片を第3表に示す条件で熱処理した。熱処理後, 歯車については内径の研削とリユースライト処理を行った。



第1図 曲げ試験片の形状

Fig.1 Configuration of the bending test specimen

第1表 供試鋼の化学成分 (mass%)

Table 1 Chemical composition of test steel (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	sol. Al
A	0.21	0.10	0.72	0.022	0.024	0.98	0.39	0.026	0.028
B	0.20	0.08	0.75	0.016	0.026	1.02	0.42	Tr	0.024
C	0.19	0.09	0.68	0.021	0.027	1.02	0.38	0.042	0.029

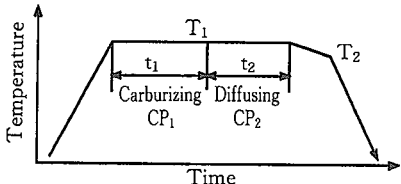
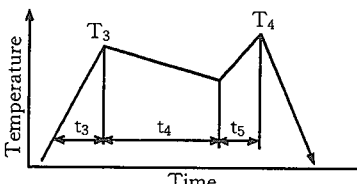
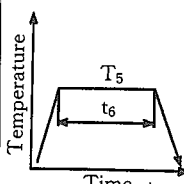
第2表 供試歯車の諸元

Table 2 Specifications of test gears

	Pinion	Side gear
Type	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

第3表 熱処理条件

Table 3 Conditions of heat treatment

Carburizing									Induction hardening						Tempering			
																		
Experiment	Mark	T ₁ (K)	t ₁ (ks)	CP ₁ (mass%)	t ₂ (ks)	CP ₂ (mass%)	T ₂ (K)	Cooling	Mark	T ₃ (K)	t ₃ (s)	t ₄ (s)	T ₄ (K)	t ₅ (s)	Cooling	T ₅ (K)	t ₆ (ks)	Cooling
I	a	1273	1.5	—	5.8	—	1273	slow cooling	1	1073	25.0	1.0	1353	1.5	OQ (353K)	453	7.2	Air cooling
	b	1273	3.0	—	4.3	—	1273	slow cooling	2	1073	25.0	12.0	1297	2.5	OQ (353K)	453	7.2	Air cooling
	c	1273	5.3	—	2.0	—	1273	slow cooling	3	1073	25.0	12.0	1407	4.0	OQ (353K)	453	7.2	Air cooling
II	d	1213	14.4	0.9	10.8	0.7	1173	OQ (393K)	4	1123	32.0	8.0	1313	5.0	OQ (353K)	453	7.2	Air cooling
	e	1193	10.0	1.1	8.3	0.9	1123	OQ (393K)	5	1123	32.0	12.0	1423	9.0	OQ (353K)	453	7.2	Air cooling
									6	1173	14.0	0	1173	0	OQ (353K)	453	7.2	Air cooling
									7	1173	14.0	8.0	1423	5.0	OQ (353K)	453	7.2	Air cooling
III	f	1213	14.4	0.9	10.8	0.7	1123	OQ (393K)	8	1123	9.0	0	1173	8.0	OQ (393K)	453	7.2	Air cooling
	g	1213	14.4	1.2	10.8	1.0	1123	OQ (393K)										

CP: Carbon potential of gas - carburizing atmosphere

—: Carbon potential was not measured since the plasma-carburizing furnace was employed.

2-3 歯車曲げ試験方法

歯車曲げ試験機の外観を写真1に示す。試験には、実体のデファレンシャルギヤアセンブリを用い、実験Ⅰではピニオン2個とサイドギヤ2個の組み合わせ、実験Ⅲでは強度評価対象のピニオンが破壊するようにピニオン1個とサイドギヤ2個の組み合わせとした。試験機の概略図と試験で得られた代表的なトルク変位曲線の模式図を第2図に示す。両方のサイドギヤを内径スプラインを介して固定し、ギヤケースのリングギヤ取付面を回転させ、歯が破断するまでトルクを負荷した。ピニオンの破壊起点部となる歯元部分には、あらかじめ歪ゲージを貼り付け、ピニオン歯元部の歪速度を実車での衝撃負荷時にデファレンシャルギヤに作用する歪速度の範囲内に設定した。トルク変位曲線の最大値（破断トルク）を強度評価の対象にした。

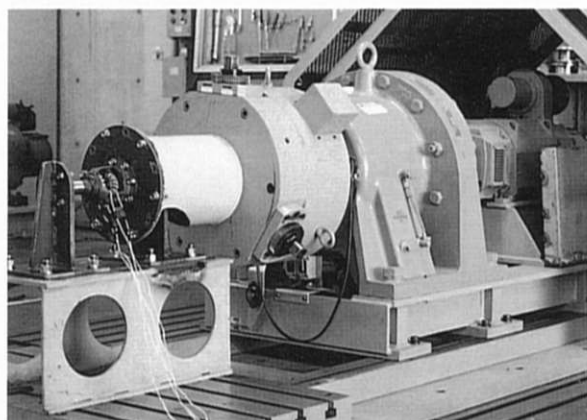


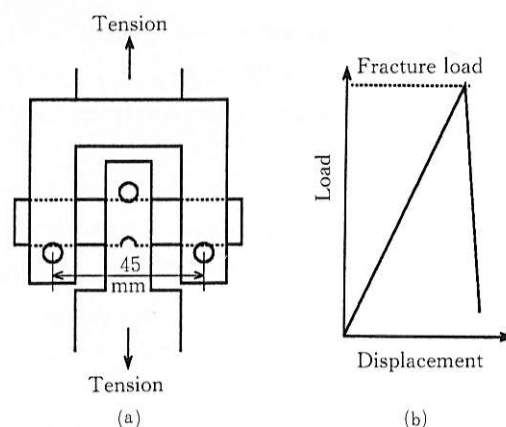
写真1 歯車曲げ試験機の外観

Photo 1 Appearance of the gear bending test apparatus

2-4 三点曲げ試験方法

三点曲げ試験機の概略図と試験で得られた代表的な荷重変位曲線の模式図を第3図に示す。試験には引張試験機を用い、支点間距離が45mmの治具を装着した。引張速度については、2-3節の歯車曲げ試験と同様、切欠底の歪速度が実車での歪速度の範囲内になるように設定した。荷重変位曲線の最大値（破断荷重）を強度評価の対象にした。

Span : 45mm
Strain rate at the notch root : 0.02/s



第3図 曲げ試験方法(a)と代表的な荷重変位曲線(b)の模式図

Fig.3 Schematic drawing showing (a) the bending test method and (b) the typical load-displacement diagram

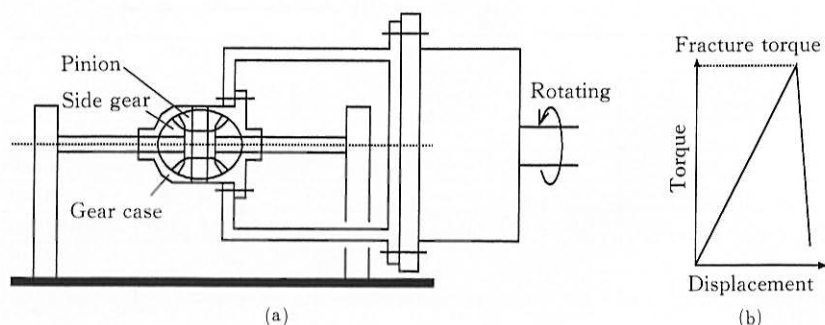
2-5 確性試験方法

各熱処理条件での硬化特性を調査するため、硬度分布、表面C量、オーステナイト（以後、 γ ）粒度、硬化層の残留応力、残留 γ 量の測定、ならびに組織、破面の観察を行った。表面C量については波長分散型X線分析装置を用い、検量線法により測定した。残留応力、残留 γ 量についてはX線回析により測定した。また、一部の試験片については、非水溶媒系電解エッチング法による硬化層の組織観察とオージェ電子分光分析による硬化層の γ 粒界の元素分析を行った。

3. 結果

3-1 歯車曲げ試験（実験Ⅰ）

浸炭+高周波焼入れでの表面硬化特性を調査するため、熱処理後の組織観察と硬度分布の測定を行った。一例として浸炭条件bと高周波焼入れ条件3の複合処理（以後、熱処理条件b3のように、浸炭条件と高周波焼入れ条件を併記して熱処理条件を表す。）での組織および硬度分布を写真2、第4図に各々示す。プラズマ浸炭を行ったため、表面には浸



第2図 歯車曲げ試験方法(a)と代表的なトルク変位曲線(b)の模式図

Fig.2 Schematic drawing showing (a) the gear bending test method and (b) the typical torque-displacement diagram

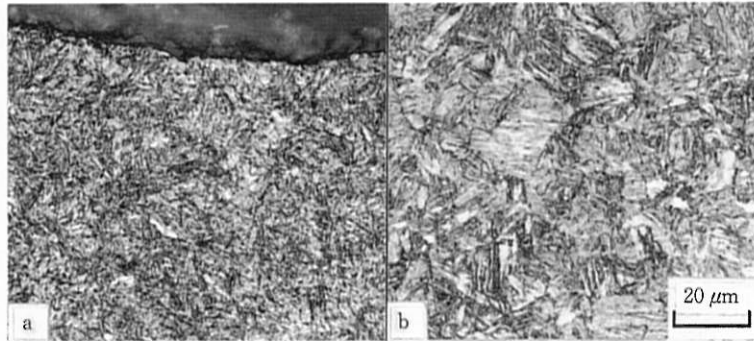
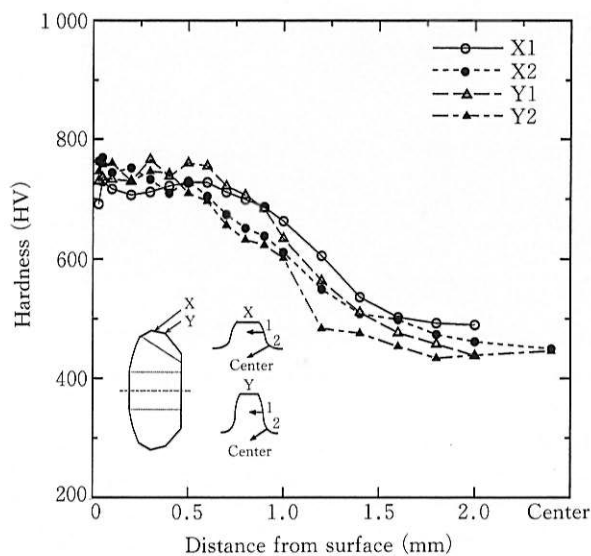


写真2 プラズマ浸炭+高周波焼入鋼の表面(a)及び中心(b)の組織
(熱処理条件: b3)

Photo 2 Case (a) and core (b) microstructures of the plasma-carburized and induction hardened steel (Mark b3)



第4図 プラズマ浸炭+高周波焼入鋼の硬度分布
Fig.4 Hardness profiles of the plasma-carburized and induction hardened steel (Mark b3)

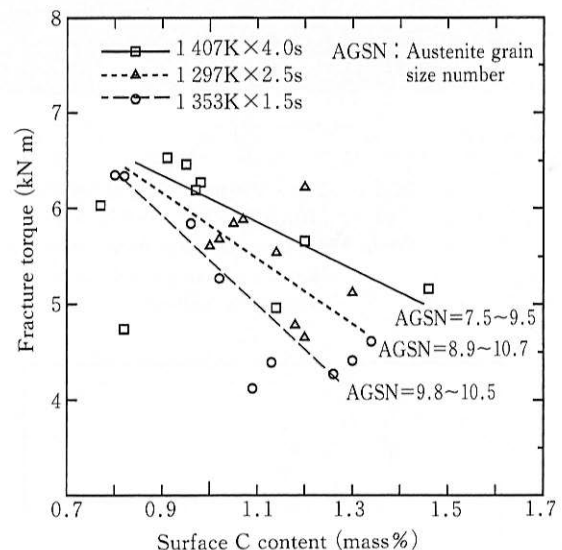
炭異常層は認められない。また、歯車のいずれの断面(断面X, Y)においても、歯元中心部の硬度は50%マルテンサイト硬度(約320HV)を超えており、高周波焼入れにより歯車全体が焼入れられたことが分かる。なお、実験Ⅰの熱処理条件で得られた歯車の表面硬度、硬化深さ(550HV)、中心硬度は各々、700~775HV、1.00~1.29mm、409~455HVの範囲内にあった。

歯車曲げ試験の結果を第5図に示す。表面C量の増加とともに破断トルクは低下した。また、浸炭後の高周波加熱が低温短時間であるほど破断トルクは低下した。硬化層の γ 粒度は高周波加熱が低温短時間であるほど大きくなり(γ 粒径は小さくなる)、破断トルクは γ 粒の微細化とともに低下するといえる。すなわち、曲げ強度は γ 粒度とは逆相関にある。

破壊の起点は写真3に示すとおり、ヒール側歯元の表面であり、この部分の破面観察を行った。起点部には γ 粒界割れが観察され、粒界破面率は熱処理条件により種々変化した。第6図に表面C量と粒界破面率との関係を示すが、

表面C量の増加とともに粒界破面率は上昇した。

次に、破壊起点部付近の組織を非水溶媒系電解エッチング法により観察した。写真4に示すとおり、表面C量が高い場合(b)には γ 粒界にセメントイトが顕著に観察された。また、写真4には同一熱処理での歯先の組織(c)も示す。歯先では γ 粒界のセメントイト量が増加していた。



第5図 プラズマ浸炭+高周波焼入れしたピニオンの破断トルクと表面C量の関係

Fig.5 Relation between surface C content and fracture torque of the pinions which are plasma-carburized and induction hardened

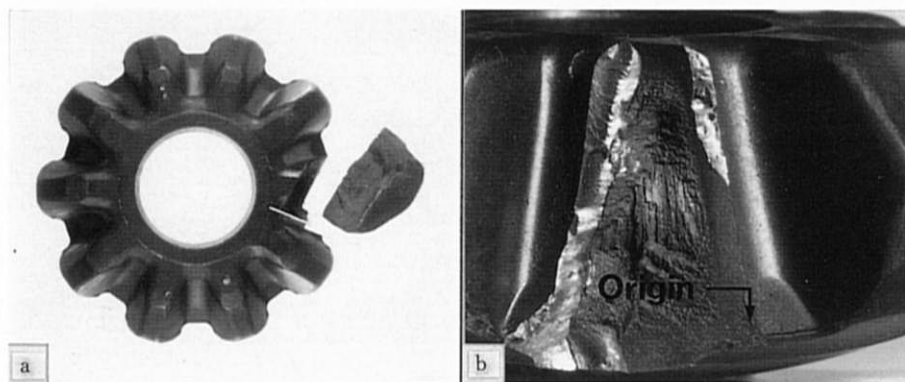
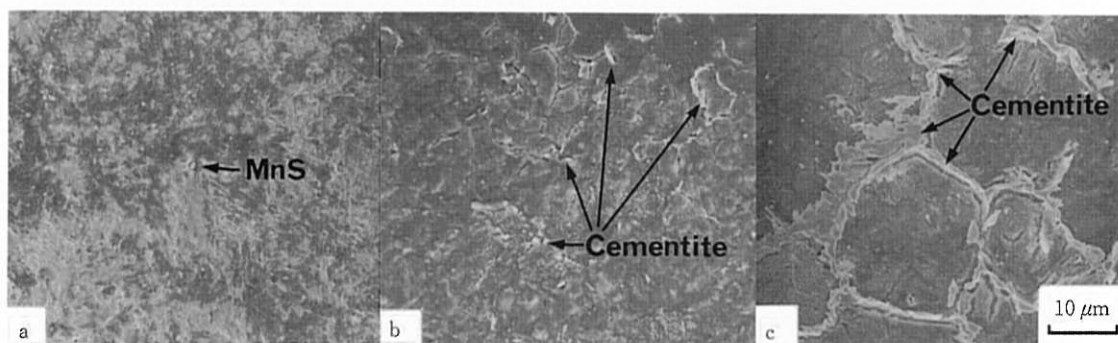


写真3 ピニオンの(a)破壊形態と(b)破壊起点

Photo 3 Appearance of (a) fractured pinion and (b) fracture origin



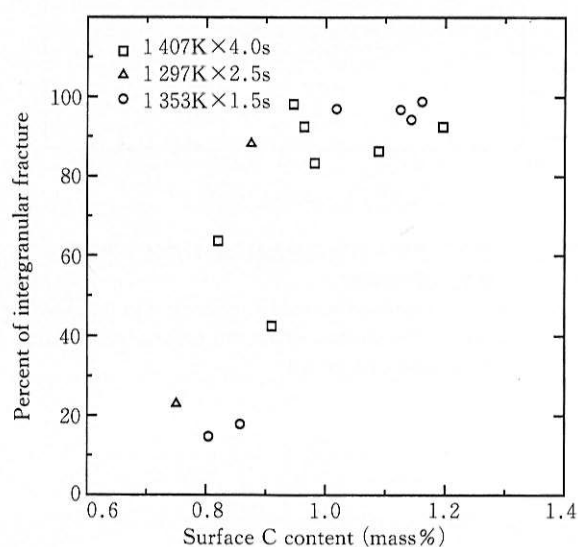
(a) Mark b3 (tooth root)

(0.95mass% C, 1407K×4s)

(b) Mark c1 (tooth root)

(1.26mass% C, 1353K×1.5s)

(c) Mark c1 (tooth tip)

写真4 プラズマ浸炭+高周波焼入鋼の硬化層のSEM組織
(非水溶媒系電解エッチング法)Photo 4 Scanning electron micrographs of the plasma-carburized and induction hardened case
(Nonaqueous electrolyte potentiostatic electrolysis method)

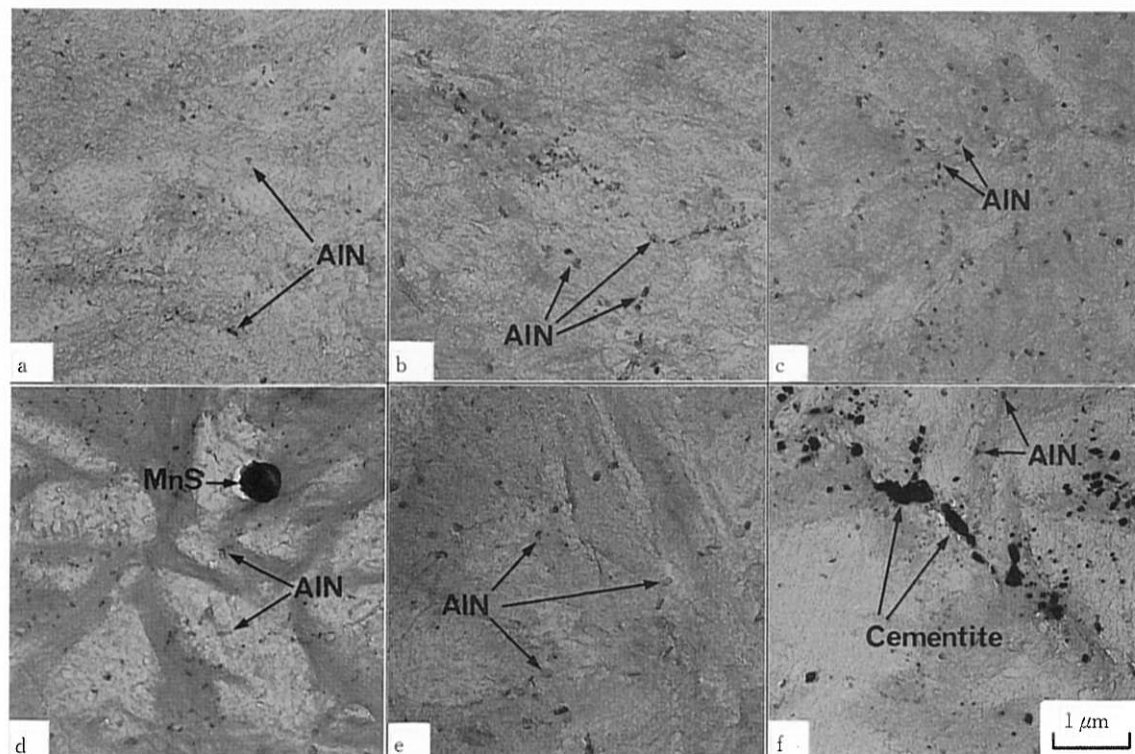
第6図 プラズマ浸炭+高周波焼入鋼の硬化層の粒界破面率と表面C量の関係

Fig.6 Relation between surface C content and percent of intergranular fracture in the plasma-carburized and induction hardened case

3-2 三点曲げ試験 (実験Ⅱ)

歯車曲げ試験 (実験Ⅰ) の結果で、表面C量が比較的低く、 γ 粒界にセメンタイトが顕著に存在しない領域で破損トルクが向上することが示された。そこで、実験Ⅱでは、このような組織的制約を満たす熱処理条件を設定し、更なる高強度化を検討した。硬化層の抽出レプリカ組織を写真5に示す。硬化層には MnS と AlN が認められるが、セメンタイトは、高Cで低温再加熱である熱処理条件 e6を除き、認められなかった。

硬度分布、表面C量、 γ 粒度、残留 γ 量、残留応力、および浸炭異常層深さの測定結果を第4表に示す。熱処理条件により、これらの値は変化するが、三点曲げによる破断荷重は、第7図に示すように、表面C量と γ 粒度により整理できた。同一の粒度で比較すると、破断荷重は高周波焼入れにより向上し、硬化層を低C化することによりさらに向上した。また、高周波焼入れにより γ 粒が微細化されると破断荷重は向上した。このように、硬化層のセメンタイトが固溶した状態においては、破断荷重の向上に対する高周波焼入れそのものの効果が認められ、処理条件の最適化により表面C量の低下と γ 粒の細粒化を図れば、破断荷重がさらに向上した。



(a) Mark d
(0.63mass%C, As carburized)

(b) Mark d4
(0.64mass%C, 1 313K×5s)

(c) Mark d6
(0.65mass%C, 1 173K×14s)

(d) Mark e
(0.95mass%C, As carburized)

(e) Mark e4
(0.91mass%C, 1 313K×5s)

(f) Mark e6
(0.95mass%C, 1 173K×14s)

写真5 ガス浸炭+高周波焼入鋼の硬化層の抽出レプリカ組織

Photo 5 Extraction replicas from the gas-carburized and induction hardened case

第4表 ガス浸炭+高周波焼入鋼の硬化特性

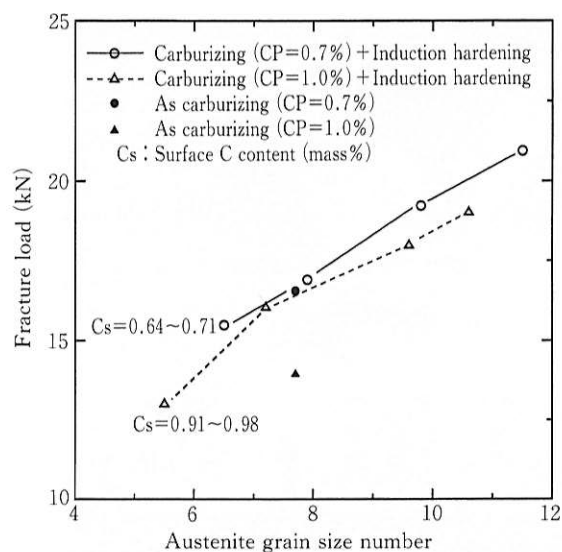
Table 4 Case and core properties of the gas-carburized and induction hardened steels

Mark	Surface hardness HV	ECD (mm)	Core hardness HV	Surface carbon content (mass%)	AGSN	Surface retained austenite (%)	Surface residual stress (MPa)	Depth of subsurface oxides (μm)	Depth of non-martensitic microstructure (μm)
d	730	1.04	404	0.63	7.7	10.5	-365	12	22
d4	730	1.02	461	0.64	9.8	11.5	-270	6	6
d5	692	1.06	430	0.64	6.5	9.1	-267	—	—
d6	720	1.00	469	0.65	11.5	13.6	-204	6	6
d7	695	0.97	450	0.71	7.9	10.1	-286	8	—
e	772	0.90	430	0.95	7.7	24.9	-305	8	14
e4	752	0.94	438	0.91	9.6	28.4	-238	8	8
e5	733	0.94	455	0.91	5.5	26.4	-232	6	—
e6	766	1.02	444	0.95	10.6	30.4	-270	10	10
e7	760	0.96	441	0.98	7.2	26.2	-204	10	—

ECD : The distance from the surface to the point at which a hardness of 550HV is measured.

AGSN : Austenite grain size number

— : not measured



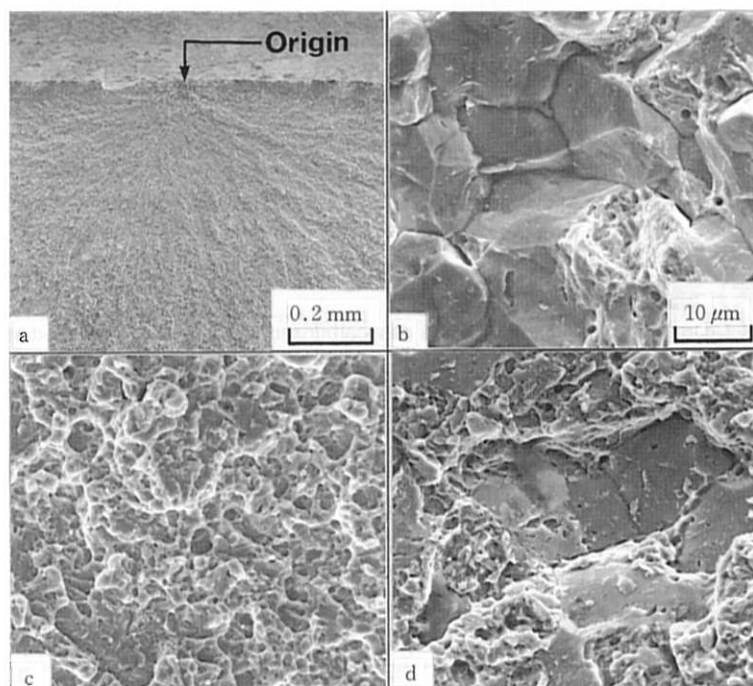
第7図 ガス浸炭+高周波焼入れした曲げ試験片の破断荷重とオーステナイト粒度番号の関係

Fig.7 Relation between austenite grain size number and fracture load of the bending test specimens which are gas-carburized and induction hardened

破壊起点部の破面を写真6に示す。浸炭+高周波焼入れ材の粒界破面率は浸炭材に比べ減少しており、細粒化によりさらに減少した。

3-3 歯車曲げ試験 (実験Ⅲ)

実験Ⅰ, 実験Ⅱの結果より, 硬化層については, セメントタイトの固溶を前提に, 低C化と細粒化が強度向上に有効であることが分かった。この知見に基づき, 実験Ⅱにおいて最も高強度であった低Cポテンシャル, 低温短時間再加熱の条件で歯車を製作し, 歯車曲げ試験を再度行った。破断トルクに及ぼす熱処理条件の影響を第8図に示す。実験Ⅱの結果と同様, 浸炭時のCポテンシャルの低下およびその後の低温短時間の高周波焼入れにより破断トルクは向上した。このように, 実歯車においても新プロセスの強度向上効果が検証された。すなわち, 浸炭+高周波焼入れの適用により, 従来の浸炭処理(Cポテンシャルが1.0mass%)に比べ破断トルクで30%以上の向上が図られた。



(a) Fracture origin

(b) Mark d

(0.63mass% C, As carburized
AGSN=7.7)

(c) Mark d6

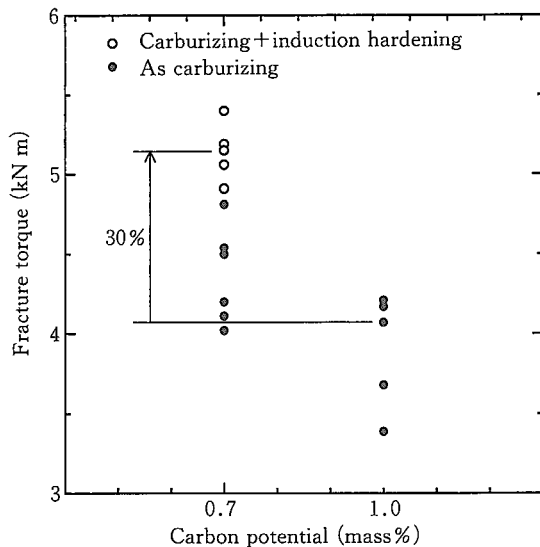
(0.65mass% C, 1 173K×0s
AGSN=11.5)

(d) Mark d7

(0.71mass% C, 1 423K×5s
AGSN=7.9)

写真6 ガス浸炭+高周波焼入れ鋼の硬化層起点部の破面 SEM 像

Photo 6 Scanning electron micrographs of fracture origin in the gas-carburized and induction hardened case



第8図 ガス浸炭+高周波焼入れしたピニオンの破断トルクとカーボンポテンシャルの関係

Fig.8 Relation between carbon potential and fracture torque of the pinions which are gas-carburized and induction hardened

4. 考察

4-1 強度に及ぼすセメンタイトの影響

実験Ⅰのプラズマ浸炭処理での結果では、曲げ強度は表面C量の増加とともに低下し、 γ 粒度とは逆相関となった。破面には γ 粒界割れが観察され、その粒界には写真4に示すようにセメンタイトが生成していることから、曲げ強度の低下には粒界のセメンタイトが関与していることが考えられる。

ところで、浸炭再加熱焼入れでのセメンタイトの生成過程としては、以下の二つの過程が考えられる。一つは、浸炭処理での浸炭期あるいは浸炭後の徐冷時に生成した過共析セメンタイト⁹⁾の一部が再加熱によっても固溶せずに残存する過程である。この場合、浸炭期あるいは浸炭後の徐冷時に生成する過共析セメンタイトは、 γ 粒界に網目状に存在する⁹⁾。もう一つの過程は、浸炭後の焼入により生成した過共析マルテンサイトから、再加熱途上のAcm点以下の温度で新たにセメンタイトが生成される過程である。G. Kraussは、この過程で生成するセメンタイトの形態は粒状であることを報告している⁷⁾。実験Ⅰにおいては、プラズマ浸炭後に徐冷していることから、写真4で認められた粒界のセメンタイトは前者の過程で残存したものと考えられる。これは、写真4における網目状の存在形態からも明かである。

このようなセメンタイトの生成過程に基づけば、実験Ⅰにおける表面C量の増加と低温短時間加熱による曲げ強度の低下が、粒界のセメンタイトの増加と対応することが容易に推測される。すなわち、同一の再加熱条件では、C量の増加によって過共析セメンタイトが増加する結果、高周

波焼入れ後のセメンタイトは増加する。また、同一のC量では、再加熱温度の低温短時間化によってセメンタイトの固溶量が低下する結果、高周波焼入れ後のセメンタイトは増加する。このように、表面C量の増加と低温短時間加熱による曲げ強度の低下は、粒界のセメンタイトの増加によるものと考えられ、細粒化による強度低下の原因も、低温短時間化により粒界のセメンタイトが増加し、これが強度に対して支配的になったことによると解釈できる。

一方、実験Ⅱでも、熱処理条件e6ではセメンタイトが粒界に認められた。生成過程を考えると、このセメンタイトは、浸炭ままの状態では認められないことから、上記に示した後者の過程で生成したものと考えられる。このような過程で生成したセメンタイトは、写真5に示すとおり、球状で $1\mu\text{m}$ 以下の大きさであり、実験Ⅰの高C領域で認められた片状、粗大なセメンタイトとは明らかに形態が異なる。実験Ⅱでの曲げ強度は、第7図に示すとおり、結晶粒微細化の効果が顕著に認められ、熱処理条件e6におけるセメンタイト生成の影響はとくに認められない。このことから、強度には上記に示したセメンタイトの量のほか大きさや形状も影響していると思われる。

4-2 強度に及ぼす固溶C量の影響

粒界のセメンタイトが存在しない場合、第7、8図に示すように、高周波焼入れによる強化は、細粒化による強化と高周波焼入れそのものによる強化とが重畳され、いずれの強化においても粒界破面率の低下が伴う。そこで、粒界の性状を調査するため、オージェ電子分光分析を行った。

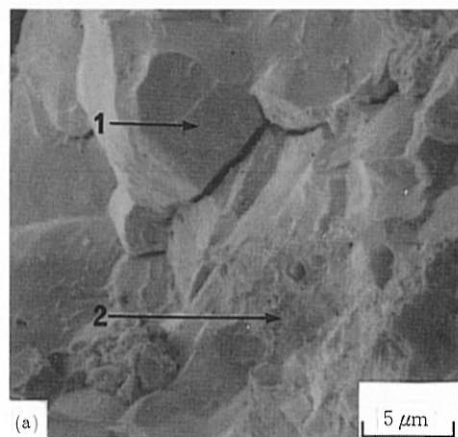
浸炭+高周波焼入れ材(熱処理条件d4)の硬化層の粒界及び粒内のオージェ電子分光スペクトルを第9図に示す。粒内に比べ粒界ではC濃度が高く、Cの粒界偏析が認められた。

γ 粒界へのC偏析は、一般に行われるガス浸炭鋼において以前から認められている現象であり、粒界割れの一因と考えられている^{8),9)}。また、C偏析の低減により、硬化層の強度や靱性が向上することも報告されている^{8),9)}。本報においても、硬化層の γ 粒界にはC偏析が認められることから、上記の強化要因に対しC偏析が何らかの形で関与しているものと考えられる。硬化層の低C化による強度上昇は、偏析濃度がバルク濃度に比例するという平衡偏析の原理¹⁰⁾から、このことを強く示唆するように思われる。

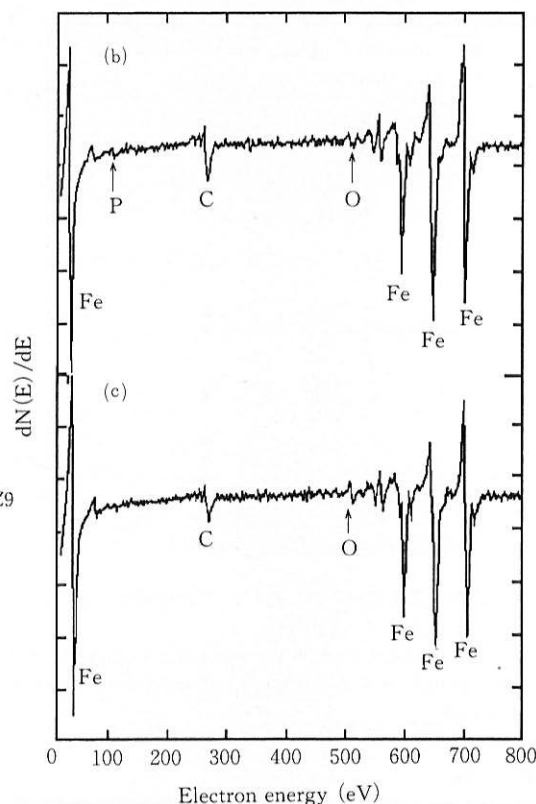
実験Ⅰ、実験Ⅱともに、表面C量の上昇により曲げ強度が低下したが、低下の原因は明らかに異なる。すなわち、実験Ⅰでは、高周波加熱で粒界に残存した粗大な未固溶セメンタイトが低下原因であり、実験Ⅱでは、硬化層の粒界に偏析したCが寄与すると考えられる。

5. 結言

本報ではデファレンシャルギヤの衝撃強度の向上につい



(a) SEM image
(b) Auger spectrum from intergranular fracture surface (Point 1).
(c) Auger spectrum from transgranular fracture surface (Point 2).



第9図 ガス浸炭+高周波焼入鋼の硬化層破面のオージェ電子分光分析結果
(熱処理条件: d4, 0.64mass%C, 1313K×5s)

Fig.9 Auger spectra from case fracture surface of the gas-carburized and induction hardened steel (Mark d4: 0.64mass%C, 1313K×5s)

て述べてきたが、デファレンシャルギヤに要求される強度特性としては面圧疲労強度もあげられる。従来の浸炭プロセスでは、この2つの強度特性は相反する関係にあった。例えば、面圧疲労強度を向上させるには硬化層深さを増加させる対策が有効であるが、逆にこのような対策は衝撃強度の低下を招き、両立が困難であった。一方、新プロセスは、面圧疲労強度を確保するため硬化層深さを増加させても衝撃強度の低下がなく、両強度特性の両立が可能であり、デファレンシャルギヤの高強度化を達成しうる有力な技術と考えられる。

ところで、本技術を強度特性以外の観点から見ると、熱処理変形特性の改善が今後の課題である。例えば、トランスミッションギヤのようなより高い精度の要求される歯車へ適用する上では、熱処理変形の抑制が必須となろう。そのためには、高周波焼入れにおいて加熱、冷却の均一性が確保できるような精密な制御等が必要と思われる。

自動車技術会での発表: No.9415シンポジウム「動力伝達系の最新技術」

<謝辞>

本研究の遂行にあたり、多大な御意見、御指導を賜りましたマツダ株式会社パワートレイン技術部 織田和幸氏、無田上章氏、正木隆氏、有見幸夫氏に深く感謝致します。



村井暢宏/Nobuhiro Murai

総合技術研究所 鋼管・鋼材研究部
副主任研究員

(問合せ先: 06(489)5728)

参考文献

- 1) 西田和彦: 熱処理, 35 (1995), p.312
- 2) 日本鉄鋼協会編, 第3版 鉄鋼便覧 第IV巻 二次加工 表面処理 熱処理 溶接, (1982), p.72, 丸善
- 3) 日本鉄鋼協会編, 鋼の熱処理 改訂5版, (1969), p.178, 丸善
- 4) 浦尾亮一, 朝日直達: 金属表面技術, 36 (1985), p.258
- 5) 米田芳之, 久保田俊夫: 熱処理, 24 (1984), p.164
- 6) American Society for Metals: Carburizing and Carbonitriding, (1977), p.35
- 7) G. Krauss: Metall. Trans. A, 9A (1978), p.1527
- 8) H. K. Obermeyer and G. Krauss: J. Heat Treat., 1 (1980), p.31
- 9) 村井暢宏, 相原賢治, 日野谷重晴: 住友金属, 44-3 (1992), p.14
- 10) 阿部隆, 東田幸四郎, 田川寿俊, 小指軍夫: 鉄と鋼, 74 (1988), p.2201