論 説

浸炭歯車用鋼の衝撃強さに及ぼす合金元素
の影響

並木邦夫*, 飯久保知人**

Effects of Alloying Elements on the Impact Strength
of Carburizing Gear Steel

Kunio Namiki and Tomohito Iikubo

Synopsis

Effects of alloying elements on the impact strength of carburizing gear steels were studied by using gear impact testing apparatus. One set of gears was impact-loaded by instrumented striker and the maximum load was defined as the impact strength. It was shown that the impact strength of carburized gear increased with Ni and Mo contents and decreased with Si, Mn and Cr. The same result was obtained in Charpy impact testing using carburized specimens. The impact load and the Charpy impact energy were proportional to alloying elements parameter: $(\text{Ni} + \text{Mo}) / (10\text{Si} + \text{Mn} + \text{Cr})$. The effects of alloying elements on the impact properties of carburized gears are more prominent in carburized case than in core, and the effects are exhibited through intergranular oxidation depth, intergranular strength, retained austenite content and so forth.

1. 緒 言

近年、自動車の軽量化、低燃費化さらにはエンジンの高出力化にともない、部品の小型化、高品質化が図られるようになった。このため、これに用いられる歯車、軸類などの動力伝達部品にも高強度化が強く望まれている。これらの部品は、通常、疲れ強さ向上を目的として浸炭が施されるが、さらに用途に応じては衝撃破壊強さすなわち靱性も要求される。

浸炭鋼の靱性については Brugger¹⁾, Krauss²⁾, Diesburg^{3)~7)}, Shea⁸⁾らによって衝撃特性、破壊靱性が調べられ、ミクロ組織、焼入性、主要合金元素、さらには残留応力などの影響が調べられてきた。ここで浸炭鋼の靱性評価にあたっては破壊靱性試験、シャルピー衝撃試験および歯車の1歯を想定して破壊強さを求める方法に大別される。Diesburg⁹⁾は10×10×50mmのシャルピー衝撃試験片を用い浸炭後種々の深さまでクラックを導入して破壊靱性試験を行っている。この方法によれば浸炭層各深さにおける破壊靱性値は得られるという利点はあるものの、浸炭異常層などの表面現象を評価することは不可能である。これに対し Brugger¹⁾は歯車の1歯を模した試験片形状とし、

昭和62年12月2日 受付

*大同特殊鋼㈱研究開発本部

**大同特殊鋼㈱研究開発本部, 工博

計装化ハンマーにより衝撃破壊強さを求める方法を用いている。これによれば実際の浸炭歯車の表面性状を考慮した特性を求めることが可能である。Diesburg⁴⁾はこの方法をさらに改善し破壊靱性試験と併用して耐衝撃性を評価している。またShea⁹⁾らはシャルピー衝撃試験を行い、ノッチなし浸炭試験片でクラック発生特性を、Vノッチ焼入・焼もどし試験片で伝播特性を評価している。

ここで浸炭鋼の衝撃破壊についてもクラックの発生と伝播過程に分けて考える必要があるが、繰返し応力が負荷される実用部品では一度クラックが発生すれば停留することはほとんどなく、その後の負荷で最終破壊するのが普通である。従って、著者らはクラック発生特性が最も重要との認識にもとづき、浸炭層を想定した0.8% C鋼を用い、シャルピー衝撃試験によって靱性におよぼす主要合金元素⁹⁾および不純物元素P、S¹⁰⁾の影響を明らかにしてきた。さらに不純物元素については浸炭材についてもシャルピー衝撃試験を実施、浸炭層の靱性が重要であることを明らかにしてきた^{10),11)}。さらに本研究では実際の浸炭歯車を用いて、その衝撃強さに及ぼす合金元素の影響について明らかにすることとした。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材の化学成分をTable 1に示す。A～D鋼はこれまで疲れ強さを主体に開発してきた高強度鋼である。いずれも浸炭時の粒界酸化を軽減するためSiを、オーステナイト粒界への偏析を防止するためPを低減しており、疲れ強さの向上を狙ってNi、Mo量を増加したものである^{12),13)}。なおC

鋼とD鋼は同じ成分系であるがS量を2水準に変化させ、その影響を検討した。また高強度鋼は焼入性をSCM420と同等とするためMn、Cr量を低めてある。さらに比較材としてSCr420、SCM420、SNCM420のJIS 3鋼種を用いた。

A～D鋼は2トンアーク炉で溶製後、圧延にて90mmとし、JIS鋼は工場材のピレットより鍛造にて同様90mmの丸棒とし実験に供した。920℃で焼ならし後、歯数：28、モジュール：2.5の平歯車に加工、浸炭焼入・焼もどしを施して試験に供した。浸炭は910℃で浸炭期3.5h、拡散期2hの組合わせで行い、830℃に保持後80℃の油中に焼入れた。焼もどし条件は180℃×2hである。

2.2 歯車衝撃試験

歯車の衝撃試験は歯車衝撃試験機によって行った。試験機の概要をFig. 1に示す。一対の試験歯車を噛み合わせた後、回転歯車に連結されたインパクトアームを計装化ハンマーで打撃し固定歯車と回転歯車間に衝撃負荷を与えるものである。歯車が破壊する際の荷重－時間曲線を求め、最大荷重をもって衝撃破壊強さとした。

2.3 シャルピー衝撃試験

90mmの丸棒の1/2R部、圧延に直角方向から試験片を採取した。ノッチ形状は10mmR、2mm深さとし浸炭焼入・焼もどし後ノッチ面を除く3面を2mm研磨することによりノッチ面のみ浸炭層が残存するように調整した。浸炭条件は歯車と同じである。

さらにJIS 4号試験片を用い830℃×30min保持後油冷、160℃×2hの焼もどしを施して衝撃試験を行い、浸炭材心部の特性を評価した。

Table 1. Chemical composition of test steels (wt %).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
A	0.17	0.07	0.67	0.006	0.012	0.01	0.03	0.95	0.39
B	0.19	0.10	0.29	0.003	0.018	0.02	2.01	0.28	0.77
C	0.20	0.09	0.30	0.005	0.001	0.02	2.01	0.30	0.77
D	0.17	0.09	0.30	0.006	0.016	0.02	2.98	0.28	0.40
SCr420	0.21	0.22	0.78	0.014	0.010	0.08	0.05	1.13	0.02
SCM420	0.20	0.26	0.82	0.021	0.017	0.09	0.08	1.16	0.15
SNCM420	0.19	0.20	0.59	0.024	0.015	0.16	1.74	0.49	0.20

2.4 試験片の調査

歯車およびシャルピー衝撃試験片はビッカース微小硬度計により浸炭焼入・焼もどし後の硬さ分布を測定するとともに光学顕微鏡にてマイクロ組織の観察を行った。さらに試験後、走査型電子顕微鏡により破面観察を行った。

Maximum impact load		4 000kgf
Maximum hammer speed		3.4m/sec
Weight of hammer		138kg
Length of pendulum		1.2m
Gear (Spur)	Module	2.5
	Number of teeth	28
	Pitch circle diameter	70mm
	Pressure angle	20°

Fig. 1. Gear impact testing equipment.

3. 実験結果および検討

3.1 歯車衝撃特性

3.1.1 試験歯車の硬化状況とマイクロ組織

試験歯車の歯元における硬化状況をまとめてTable 2に示す。表面近傍の硬さはHV650~720であり、心部硬さはA鋼がHV315と低いほかはいずれもHV380~430である。また有効硬化層深さ(HV550)は0.7~0.9mmであった。参考までにX線法により歯面における残留オーステナイト量を測定したが、Ni量の増加にともない増加する傾向が認められた。

試験歯車のマイクロ組織はいずれも焼もどしマルテンサイトと少量の残留オーステナイトが一部混在するものであった。なお粒界酸化層の深さについては鋼種の差すなわち合金元素の影響が明瞭に認められた。合金元素パラメータ： $10\text{Si} + \text{Mn} + \text{Cr}$ と研磨後、腐食なし状態で観察した粒界酸化層深さの関係をFig. 2に示す。JIS鋼が最大10~15 μm であるのに対し、A~D鋼ではいずれも10 μm 以下であって特にB~D鋼では5 μm と極めて浅くなっている。SCM420とC鋼の歯元近傍のマイクロ組織例をPhoto. 1に示す。粒界酸化層および粒界酸化層周囲の不完全焼入組織がC鋼ではほとんど観察されない。

3.1.2 衝撃破壊形態

試験歯車外観と計装化ハンマーによって求めた荷重-時間曲線の例をそれぞれPhoto. 2, Fig. 3に示す。回転歯車、固定歯車とも通常4~5枚の歯が破壊するがその歯数は必ずしも一定していな

Table 2. Carburizing properties of test gears.

Steel	Surface hardness (HV)	Core hardness (HV)	Effective case depth (mm)	Retained austenite (%)	Intergranular oxidation depth (μm)	Austenite grain size (No.)
A	717	316	0.80	23	6	8.5
B	680	434	0.67	32	3	8.8
C	675	432	0.68	29	3	8.7
D	668	407	0.80	30	3	8.5
SCr420	730	383	0.93	19	12	8.2
SCM420	695	435	0.72	18	13	8.4
SNM420	659	405	0.80	22	8	8.6

Fig. 2. Relation between depth of intergranular oxidation and alloying parameter($10\text{Si} + \text{Mn} + \text{Cr}$).

Photo.1. Optical micrographs of gear impact specimens taken from tooth root.
(a) C steel, (b) SCM 420

い。破壊位置はいずれも歯元である。チャートにはまずモーメントアームへのハンマーの衝撃波形が記録されるがこれは振上げ角度によって常に一定の高さを示す。その後、各々の歯が破壊する際の波形が現れるが、最初の歯が破損すれば噛合いが不規則となるため破壊荷重は常に最初の歯の破壊波形から求めることとした。Fig. 3はSCM420とD鋼の例であるが衝撃破壊荷重には鋼種の差が

Photo.2. An example of impact fractured gear.

Fig. 3. Examples of load-time curve.

歴然と認められる。

3.1.3 衝撃破壊強さに及ぼす硬化状況および合金元素の影響

浸炭鋼の特性におよぼす合金元素の影響を調べるに当たって、基本成分系を設定しそれぞれの合金元素量を変化させるという方法では焼入性が異なり、その結果硬化層深さおよび心部硬さが変化して成分のみの影響を把握するのが困難である。そこで本研究においてもNi, Mn, Cr, Moなどの主要合金元素を変化させながら、さらにそれぞれの量をバランスさせて焼入性をJIS 3鋼種に合わせるようにした。しかしながら実際には硬さ分布を完全に同一とすることはできず、それぞれの鋼種でわずかに異なっているためまずこの影響を調べた。衝撃破壊強さに及ぼす心部硬さおよび有効硬化層深さの影響をFig. 4に示す。JIS 3鋼種は本実験範囲においてこれらの因子への依存性は見当たらない。これに対し高強度鋼A~D鋼では依存性が認められ、心部硬さの増加、有効硬化層深さの減少とともに衝撃破壊強さは高くなる。一般に衝撃強さあるいは衝撃値は心部硬さが高いほど低下する傾向にあるが、本実験におけるA~D鋼ではむしろ逆の傾向を示しており、硬さだけでは整理できない合金元素の影響が現れているものと考えられる。

そこで合金元素の影響を整理した結果をFig. 5に示す。ここでは合金元素パラメータ： $(\text{Ni} + \text{Mo}) / (10\text{Si} + \text{Mn} + \text{Cr})$ で整理した。既に回転曲

げ疲れ強さについては当パラメータで良く整理できることを確認したが^{[12], [13]}衝撃破壊強さにも良好な相関性が認められパラメータ値の増加にともない衝撃破壊強さも増大する。なお本パラメータの分母はFig. 2に示すように粒界酸化層深さと

Fig. 5. Relation between impact fracture load and alloying element parameter.

Fig. 4. Effects of core hardness and effective case depth on impact fracture load.

良好な相関を有している。したがって粒界酸化が軽微なほどさらに Ni, Mo の添加量の多いほど衝撃破壊強さは高くなることを示すものである。ここでそれぞれのデータは JIS 3 鋼種, 高強度鋼 A, B, D および C の 3 つに区分されることが興味深

い。横軸のパラメータの中には粒界酸化層深さおよび主要合金元素の因子はすべて含まれているため JIS 鋼と A, B, D 鋼との差は P 量の低減によるものと考えられる。P を低下することにより浸炭層の靱性が向上することはすでに報告してきた

Photo. 3. SEM fractographs of impact fractured surfaces taken from test gears.

(a) : A steel, (b) : B steel, (c) : D steel,

(d) : SCr 420, (e) : SCM 420, (f) : SNCM 420

が^{10),11)}, 実際の歯車においても衝撃強さが向上することが確認された。さらに同じ高強度鋼においてもA, B, D鋼に比べC鋼が高い衝撃強さを示すのはS量の低減すなわちMnSの減少によるものと考えられる。機械的性質の異方性によぼすMnSの影響については多くの研究によって確認されているが¹⁴⁾, 本試験歯車の加工方法においては歯元の歯厚方向にMnSが分布しており, 応力負荷方向に直角となるから, MnSを減少することにより衝撃破壊強さが向上することは容易に理解できる。

3.1.4 破面形態

次に走査型電子顕微鏡で歯車の破面観察を行った。破壊起点近傍はいずれも粒界破壊と粒内破壊が混在し心部はすべて延性破面と擬へき開破面からなる粒内破壊であった。また起点近傍の粒界破面の割合には鋼種の差が認められた。低倍で観察した結果を**Photo. 3**に示す。高強度鋼A, B, DとJIS鋼の例であるがA, B, D鋼はJIS鋼に比べ粒界破面率が小さいことが明瞭である。これら写真から起点近傍, 0.3×0.3mmの領域の粒界破面率をポイントカウンティングにより測定した。Pは浸炭時に粒界に偏析し粒界強度を低下させること¹¹⁾, さらに中炭素鋼の焼もどしマルテンサイト脆性による粒界破壊の一因もオーステナイト化時のPの粒界への偏析によること¹⁵⁾が知られており, ここでも**Fig. 6**に示すごとくP量の低いほど粒界破壊面率が小さいことが確認された。なおP量が0.010%未満の高強度鋼においても合金元素の影響が認められ, A鋼に比べNi, Mo量の多いB, C, D鋼は粒界破面率が小さいことがわかった。またJIS鋼においてもSCr420の粒界破面率が他鋼種に比べ大きくNi, Moの影響がうかがわれる。必ずしもその機構は明らかではないが, これらの元素はPの粒界偏析そのものは抑止できないものの粒界強度の低下を抑える効果があるとの報告もなされており¹⁶⁾, 本実験結果も良い対応を示している。

またEDX(エネルギー分散X線分析)により起点近傍の分析を行ったところ, JIS鋼種は表面から約15 μ mの深さまでSi, Mn, Crの濃化が認められた。この中ではSiが最も顕著であり, A~D鋼では極めて軽微であることがわかった。これは**Fig. 2**に示した粒界酸化層の深さにほぼ対応して

Fig. 6. Effect of phosphorus content on the intergranular fracture ratio.

おり粒界酸化層はおもにSiの酸化物からなること, さらに実際の破壊においてもこれが起点となることが明らかとなった。

さらにMnSの分布に注目して観察したところ, いずれの鋼種においても歯厚方向に伸びたMnSが認められたが, S量を0.001%としたC鋼においてはまったく観察されなかった。

3.2 シャルビー衝撃特性

3.2.1 硬化特性

シャルビー衝撃試験片の硬化特性を**Table 3**に示す, 歯車試験片にくらべてわずかに心部硬さが低く, また有効硬化層深さも浅い。

3.2.2 合金元素の影響

Fig. 7に浸炭材のシャルビー衝撃値と合金元素パラメータの関係を示す。**Fig. 5**に示した歯車衝撃強さと同等の傾向が認められる。全体的には合金元素パラメータの増加にともない衝撃強さも増大すること, JIS 3鋼種, A, B, D鋼およびC鋼の3つのグループに分けられ, この順に衝撃値も大きくなることなどはすべて歯車衝撃試験結果と同様である。

つぎに, JIS 4号, 焼入・焼きもどし材のシャルビー衝撃値と合金元素パラメータの関係を**Fig. 8**に示す。焼入・焼きもどし試験片の場合, 粒界酸化はほとんど生じずパラメータ, とくに分母の物理的意味はなくなるが, 比較の目的で本パラメータ

Table 3. Hardness profile of Charpy impact specimens.

Steel	Carburized and tempered			Hardened and tempered
	Surface hardness (HV)	Core hardness (HV)	Effective case depth (mm)	Hardness (HV)
A	722	325	0.95	400
B	700	408	0.97	428
C	671	435	0.89	412
D	652	399	0.85	401
SCr420	720	432	0.98	436
SCM420	700	441	1.10	429
SNCM420	675	434	0.82	437

Fig. 7. Relation between Charpy impact value and alloying parameter of carburized and tempered specimen.

Fig. 8. Relation between Charpy impact value and alloying parameter of hardened and tempered V notched specimens.

で整理した。その結果、JIS 鋼と A, B, D 鋼については浸炭材に比べパラメータへの依存度が小さいことがうかがえる。ここで JIS 4 号 V ノッチ、焼入・焼もどし試験片においてはおもに浸炭材心部の伝播エネルギーを、10mmR ノッチ浸炭材試験片においては発生と伝播エネルギーの双方を評価していると考えられるから、合金元素の影響は伝播領域では小さく、発生のためのエネルギーに

対して大きな影響を与えていると考えられる。

なお C 鋼 (0.001% S) については他鋼種に比べて V ノッチシャルピー衝撃値がかなり大きく伝播エネルギーについても S 量低減の効果が大きいことを示している。

4. 考 察

本研究においては歯車実体を用いて衝撃試験を実施したがここでその意義を考えてみたい。まずここでは計装化ハンマーにより破壊時の最大荷重を求め衝撃強さと定義した。浸炭材の衝撃特性は一般的に浸炭層のクラック発生特性と心部のクラック伝播特性に分けて考える必要があるが、浸炭歯車の場合クラックが一度発生すれば、比較的短時間で最終破壊に至ることを考えればクラック発生特性がより重要となる。クラック発生特性はクラック発生までの浸炭層の塑性変形能、および負荷中の浸炭層と心部の相互作用を通しての局部応力の再分布により決定されると考えてよい⁹⁾。ここで初期の応力分布は浸炭層から心部への硬化状況で決定され、さらに負荷中の応力再分布も浸炭層と心部の硬さおよび変形能によって支配されるからクラック発生特性そのものが心部の影響を強く受けていると考えられる。したがって心部についてはその伝播抵抗が重要というよりクラック発生特性に影響を与えるという意味で心部の特性に注目する必要がある。

ところで実用歯車の場合、一回の衝撃で破壊するだけでなく、むしろ比較的低サイクルの繰返し衝撃によって破壊することが多いと考えられる。Diesburg らは⁵⁾歯車一歯を想定した試験片を用いて衝撃破壊試験および低荷重による繰返し衝撃試験を行い、一回での衝撃強さと破壊までの繰返し回数(約100回程度)は良い相関を示すことを指摘している。どの時点でクラックが発生するかなどの細かい解析はさらに必要であるが、低サイクル衝撃破壊強さについても本実験の単発による衝撃強さで概ね評価できると考えてよからう。

また本研究においては歯車実体試験とあわせてシャルピー衝撃試験を行った。浸炭シャルピー衝撃値と歯車衝撃破壊強さの関係を Fig. 9 に示す。良好な相関関係が認められる。歯車衝撃強さはクラック発生までの強さであるが本実験におけるシャルピー衝撃値もこれに良く対応している。さらに Fig. 7, 8 に示すように10R ノッチ浸炭シャルピー試験片およびV ノッチ焼入・焼もどし試験片でそれぞれ試験をおこなった結果、合金元素の影響は浸炭シャルピー試験片で大きく焼入・焼もどし試験片で小さいことがわかった。前者はクラッ

Fig. 9. Relation between gear impact fracture load and Charpy impact value.

ク発生と伝播エネルギー双方を、後者は主に伝播エネルギーを評価していると考えられるから、硬化分布がほぼ同等の場合、浸炭材における合金元素の影響はおもに発生特性において顕著であることを示唆している。

なお合金元素の影響についてはパラメータによって整理したが、Ni, Mo の増加によって衝撃強さあるいは衝撃値が向上する理由は下記のように考えられる。まず浸炭層を想定した0.8% C 鋼の衝撃試験⁹⁾および今回の試験結果から明らかなように、これらの元素の増加にともない粒界破壊が減少、すなわち粒界強度が高められること、また残留オーステナイト量が増加すること、さらに焼入性を JIS 汎用鋼と同等とするため Mn, Cr を低下させていることにより粒界酸化層が軽減していることも理由のひとつである。いずれにしてもこれらの要因はすべて高 C の浸炭層に関するものであるためクラック発生特性において合金元素の効果がより強く現れたものと考えられる。

5. 結 言

歯車衝撃試験機を用いて実体歯車の衝撃強さに及ぼす合金元素の影響を調べ、下記の結論を得た。

(1) 歯車衝撃試験においては計装化ハンマーで求

めた最大荷重をもって衝撃強さとした。

(2) 合金元素の影響はパラメータ $(\text{Ni}+\text{Mo})/(\text{10Si}+\text{Mn}+\text{Cr})$ で整理できる。すなわち Ni, Mo 量の増加, Si, Mn, Cr 量の軽減により衝撃強さは増加する。さらに P および S の低減によっても向上することがわかった。

(3) 浸炭歯車の衝撃強さに及ぼす合金元素の影響はとくに浸炭層において顕著である。すなわち合金元素は粒界酸化層深さ, 粒界強度, 残留オーステナイト量などをとおして浸炭層の強度に影響を与え衝撃強さを支配するものと考えられる。

(4) 浸炭シャルピー衝撃試験による衝撃値も歯車試験の衝撃強さと同等の結果を示した。

最後に本研究に当り, 御指導, 御支援を頂いた大同特殊鋼㈱常務取締役中央研究所長 加藤哲男工学博士に謝意を表します。また実験にあたり熱心に御協力頂いた第3研究室 渥美安二 岡本実の両氏に感謝致します。

(文 献)

- 1) H.Brugger : Archiv.f.d.Eisenhüttenwesen, 32 (1961), 529
- 2) G.Krauss : Metall. Trans.A, 9A (1978) 11, 1527
- 3) Y.E.Smith and D.E.Diesburg : Metal Prog., 115 (1979) 5, 68

- 4) D.E.Diesburg and Y.E.Smith : Metal Prog., 115 (1979) 6, 35
- 5) D.E.Diesburg and Y.E.Smith : Metal Prog., 116 (1979) 7, 67
- 6) D.E.Diesburg and G.T.Eldis : Metall. Trans. A, 9A (1978) 11, 1561
- 7) D.E.Diesburg : SAE Technical Paper Series, 780771 (1978)
- 8) M.M.Shea : SAE Technical Paper Series, 780772 (1978)
- 9) 礒川, 並木 : 電気製鋼, 57 (1986) 1, 4
- 10) 並木, 礒川 : 鉄と鋼, 72, (1986), 2117
- 11) 並木, 飯久保, 斉藤 : 鉄と鋼, 73(1987), A275
- 12) 礒川, 並木 : 電気製鋼, 57 (1986) 1, 13
- 13) K.Namiki and K.Isokawa : Trans ISIJ, 26 (1986), 642
- 14) たとえば, 大内 : 西山記念技術講座, (日本鉄鋼協会), (1983), 93
- 15) たとえば S.K.Banerji, C.J.McMahon, Jr. and H.C. Feng : Metall. Trans. A, 9A (1978), 237など
- 16) H.Kimura, K.Abiko, S.Suzuki, M.Obata and J.Kumagai, Grain Boundary Structure and Related Phenomena Proceedings of JIMIS-4 (1986)