非熱処理型高張力ボルトの頭部成形応力と軸部強度に及ぼす バウシinger効果と時効の影響†

三 木 武 司* 戸 田 正 弘**
加 田 修** 蟹 沢 秀 雄***

Influence of Bauschinger Effect and Aging on Heading Stress and Shank-Strength of High-Tensile Bolts without Heat Treatment

by

Takeshi MIKI*, Masahiro TODA**, Osamu KADA**
and Hideo KANISAWA***

At the heading of high-tensile bolt with work-hardened drawing wire, Bauschinger effect appears and raises the tool life. On the other hand, this effect reduces the shank strength of bolt. This paper proposes the steel which has large Bauschinger effect at the heading of drawing wire and the aging process which reduces the Bauschinger effect in the bolt shank. Mn or Si do not raise the Bauschinger effect. Carbon raises this effect and the high cooling rate after rolling of wire is useful too. Reduction of yield strength and tensile strength of bolt shank after compression are 15 ~ 17% and 6 ~ 7%, respectively. These reductions in strength are recovered by aging. It is concluded that aging at 573K recovers the reduction of yield strength and tensile strength of bolt-shank by the compression under strain no more than 0.03. During the compression of drawing wire, X-ray diffraction half value breadth which corresponds to the dislocation density indicates constant value. This fact suggests that the number of dislocations which are newly generated under compression is nearly equal to that which distinguishes by the Bauschinger effect.

Key words: Bauschinger effect, Iron and steel, High tensile bolt, Plastic working, Flow stress, Work hardening

1 緒 論

引張強さ 700MPa 以上の高張力ボルトの製造において強度を付与する方法は二種類あり、その一つは軟質材をボルトに成形した後、焼き入れ焼きもどしによって強度を付与するものであり、他の一つは高強度線材をボルトに直接成形するものである。後者においては、冷間鍛造によって加工すると工具負荷が非常に大きくなるので、通常は頭部成形を必要としない、ねじ転造のみで成形するボルト以外に適用することは困難である。そこで、使用する高強度線材として、引張強さ 550 ~ 650MPa 程度の比較的強度の低い線材を伸線によって加工硬化させ、それをを用いて頭部成形すると、極めて容易にボルトを製造することができるとされている。¹⁾これは、伸線によって導入された線材長手方向のひずみに、頭部成形による圧縮ひずみが加わって起こるバウシinger効果を活用したものである。²⁾

ところが、こうして製造したボルトの引張試験を行うと、伸線後に得られた引張強さが低下することがあるとされている。^{3), 4)}これはボルト軸部がダイス内のクリアランスの存在によって若干の圧縮塑性変形を生じることにより次の引張試験のときに新たなバウシinger効果が発

現するためであると推定されている。こうした現象は性能上問題となるのでありその厳密な評価とともに強度低下を防ぐ方法の検討が必要となる。

一方、バウシinger効果を低減させるには予ひずみ付与後に時効させるのが有効であることが知られており^{5), 6)}また引張予ひずみ付与後に 523K の温度下で圧縮すると動的ひずみ時効によってバウシinger効果が低減されることも知られている。⁷⁾また繰返し引張—圧縮を負荷させた後の時効の影響を見た例⁵⁾もあるが、伸線のような 30 ~ 40% に及ぶひずみを加えた後の圧縮、引張を重ねる場合のようなプロセスにおいて時効がどのように作用するかについての検討はほとんど成されていない。

さらに、バウシinger効果の過去の議論は降伏強さに関するものがほとんどであり、機械部品特性として重要な引張強さに及ぼす影響について言及された例は非常に少ない。

ここでは、伸線後のボルト頭部成形時には有効に作用するバウシinger効果を活用して工具負荷を低く抑えるための材料条件を求めるとともに、軸部に生じるバウシinger効果による製品降伏強さ、引張強さの低下を時効処理によって補完する方法について検討する。

† 原稿受理 平成 11 年 4 月 7 日 Received Apr. 7, 1999

* 正 会 員 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 〒293-8511 富津市新富, Steel Res. Lab., Nippon Steel Co., Shintomi, Futtsu, 293-8511

** 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 〒293-8511 富津市新富, Steel Res. Lab., Nippon Steel Co., Shintomi, Futtsu, 293-8511

*** 新日本製鉄(株)室蘭技術研究部 〒050-8550 室蘭市仲町, Muroran Res. Lab., Nippon Steel Co., Nakamachi, Muroran, 050-8550

2 供試材と実験方法

2・1 供試材

用いた素材はTable Iに示す化学成分を有するもので、炭素、シリコン、マンガンを種々組み合わせ、一部ニオブを添加した。バウシinger効果は炭素量が多いほど大きいことは良く知られている。^{5), 8), 9)}ここではさらに圧延条件の影響も明らかにしてバウシinger効果を有効に発揮させる条件を求めるため、断面162mm×162mmのビレットを1523Kに加熱後直径14mmに圧延して湯中で冷却し強度を高めた。

その後1173Kに加熱し、種々の冷却速度で冷却してフェライトーパーライトの形態を変えた。これらの材料の準備は、バウシinger効果が材料によりどのように影響を受けるかを明らかにし、ボルト製造上有効な条件を見出すためである。

Table I. Chemical composition of steels (mass %).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Nb
0.10	0.05	0.78	0.013	0.010	0.03	0.034	
0.44	0.52	1.50	0.014	0.013	0.04	0.041	0.041

2・2 線材の加工

2・1節で試作した線材を直径11mmに冷間伸線（減面率38%）した後、素材直径の1.5倍の長さに切断した試験片を用いて、Osakadaらの端面拘束圧縮試験¹⁰⁾により変形抵抗を求めた。

一方、実生産においてボルト頭部成形時に発生する軸部圧縮を精密に再現するために、Fig. 1に示すように伸線材を長さ100mmに切断した試験片を素線径より0.2mm大きな穴径を有するダイスに導入し、上部からパンチで押し込む。こうすることにより全長に亘って均一な圧縮変形を加えるとともに、曲げ変形を最小限に抑えることができバウシinger効果の厳密な評価が可能となる。ここでは押し込み量を種々与えて、直径を1～2%増加させた。これはボルト成形の生産ラインにおいて考えられるボルト軸部からの寸法増加のほぼ上限に対応し

Fig. 1. Subpress for compression of wire.

ている。

伸線後の軸方向圧縮時に現れるバウシinger効果を第1次バウシinger効果とし、圧縮後に引張試験を行い、そこで現れる降伏強さや引張強さの低下を第2次バウシinger効果とする。

第1次バウシinger効果；ボルト頭部変形（ひずみ1.5）を想定して、伸線材を圧縮した時現れるもので、圧延材における伸線ひずみと同等の予ひずみを付加したと想定した場合の変形抵抗に対する圧縮変形抵抗の低下量で評価する。

第2次バウシinger効果；ボルト軸部変形（ひずみ範囲：0～0.04）を想定して伸線材を圧縮した後、引張った時現れるもので、降伏強さ、引張強さの低下量で評価する。

軸部圧縮した線材はそのまま引張試験する一方で、軸部圧縮後に573K30分保持し、時効処理した後の引張試験も行い、その効果を確認した。

3 実験結果

3・1 伸線一圧縮時に発現する第1次バウシinger効果

Fig. 2にひずみ1.5における伸線材と圧延材の圧縮変形抵抗 σ_F を、それぞれの引張強さとの関係で示す。ここで用いた線材は炭素0.2%（mass %以下同じ）、マンガン1.5%を基本成分としてニオブ0.04%を含んだものと、含まないものを比較した。この図において、直径14mmの圧延材同士の結果を比較すると、C-Mn-Nb鋼よりC-Mn鋼の方が同一強度に対する変形抵抗は低くなる。このことはそれらの直径11mmの伸線材においても同様であるが、同一の引張強さに対して整理すると伸線材の変形抵抗は圧延材のそれらに対してはるかに低くなる。

このことは、伸線によって線材は引張変形に対して強度は上昇し続けるが、圧縮変形には筆者らが既に報告したように、伸線で導入された転位の一部が容易に移動し、また消滅するバウシinger効果が発現したためと考えられる。²⁾この図から明らかなように伸線材は引張強さが高いにもかかわらず、ボルト成形時の工具負荷は高くなることなく、工具に対する負荷が圧延材と同等以下になる。また、この図で見たようにこれまで一般に用いられてきた¹⁾ニオブは、バウシinger効果に関しては必ずしも有

Fig. 2. Relation between flow stress and tensile strength of rolled or drawn wires.

C 0.2%, Mn 1.5%, Nb 0.04%, Compressive strain 1.5.

効ではないことが分かる。

次に、この第1次バウシinger効果の、材料による差を明らかにするため、伸線材を圧縮するときの変形抵抗の、圧延材における伸線ひずみ相当分の予ひずみを加算した圧縮変形抵抗からの低下量“FR”を整理したのが、Fig. 3である。この図は、基本成分はマンガン1.5%、ニオブ0.04%として炭素量を横軸に取り、圧縮ひずみ1.0の時の変形抵抗の低下量を示している。結果は、炭素量の増加に伴い変形抵抗の低下量は大きくなっており、最大200MPaに達する。この炭素量がバウシinger効果に及ぼす影響は、熊倉によって報告されている傾向と一致する。⁵⁾この図で、ニオブの影響はほとんどない。

一方、Fig. 4はともに0.2%炭素を含有する場合で、マンガン、シリコンを実用の範囲内で変化させたときのバウシinger効果による圧縮変形抵抗の低下を見たものであるが、これらの成分の影響はわずかであり、炭素の影響よりはるかに少なかった。

次に、圧延後の冷却速度の影響を見るために、圧延材を1173K15分加熱して種々の条件で冷却した結果がFig. 5である。図には基本成分をマンガン1.5%、ニオブ0.04%とし、炭素量は0.1と0.2%の場合について冷却速度を変化させたときの第1次バウシinger量を示している。0.02K/sは炉中冷却、3K/sは放冷、7K/sは湯中冷却の場合である。

この図より、いずれの炭素量でも冷却速度とともに第

Fig. 3. Relation between carbon content and “FR” at the compressive strain 1.0.

FR; Flow stress reduction of drawing wire from that of rolled wire at the compressive pre-strain correspond to drawing strain.

Mn 1.5%, Nb 0.04%

Fig. 4. Relation between Mn or Si content and FR. 0.2% C as drawn wire.

1次バウシinger効果は大きくなり、ことに3K/sを超えてから急増する。これはフェライト-パーライト組織においてパーライト分率の急増に対応していると考えられる。例えば0.1%炭素鋼では冷却速度3K/sから7K/sの間に、パーライト分率は18%から24%に増加している。このように同一炭素量でもパーライト分率の影響は大きく、第1次バウシinger効果を高めるには、圧延後の急冷が有効であることが明らかとなった。

3・2 伸線材を用いたボルトの試作

3・1節の結果を参照してボルトを試作した。すなわち、炭素量は高め、圧延後の冷却速度は高めを選択する。

Table IIに用いた素材の化学成分を示す。Steel Aは、従来多用されていたSteel Bに比較して炭素量が多く、ニオブは除去している。Steel Aは、圧延後の冷却速度を7K/sとし、Steel Bは5.5K/sとした。

これらの直径14mmの圧延材を直径11mmに伸線した後、引張強さはSteel Aが814MPa、Steel Bが799MPaとほぼ同等であった。この線材を軸方向に据え込み、変形抵抗を求めた。Fig. 6はその結果を示し、全体的にSteel Aの変形抵抗は低く、実際のボルト頭部をヘッディングするときに対応するひずみ1.5の時の変形抵抗はSteel Bの1010MPaに比べて、Steel Aは900MPaで、約10%以上低い。これは、工具寿命向上に極めて有

Fig. 5. Influence of cooling rate after rolling on FR. Mn1.5%, Nb0.04% as drawn wire.

Table II. Chemical composition of steels (mass %).

	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb
Steel A	0.24	0.23	1.48	0.023	0.010	0.042	—
Steel B	0.13	0.26	1.35	0.014	0.017	0.026	0.038

Fig. 6. Flow stress of the drawn wire under compression test. as drawn wire.

効である。

以上のように、炭素を高めかつ圧延後の急冷によりパーライト分率を高めることがボルトヘッドニングにおいてバウシinger効果がより有効に活用できることが明らかになった。

3.3 軸部圧縮、時効後の引張試験

3.2節ではボルト頭部成形を考えて、バウシinger効果が有効に作用し、より有利な材料選定ができたが、同時にボルト軸部が圧縮されることにより生じるバウシinger効果がどの程度ボルトとしての引張特性を低下させるかを明らかにしておく必要がある。Fig. 7は軸圧縮荷重とその負荷後の直径増加の関係を示し、100mmの試験片全長に亘って $\pm 0.01\text{mm}$ 以内の変動幅で極めて均一な直径の増加が起こっていると同時に曲がりほとんど発生していないことが分かる。この試験片をそのまま引張試験に供した。

Fig. 8 (a), (b)はSteel AとBのボルト成形時に想定される軸部の圧縮後と、それを時効処理した後の引張試験

Fig. 7. Change in diameter by compression. Steel A as drawn wire.

(a) Steel A

(b) Steel B

Fig. 8. Yield strength and tensile strength of drawn wire after compression and subsequent aging.

結果を示した図である。なお図中の圧縮ひずみとしては圧縮前後の軸部断面積の変化を対数ひずみ $\ln A/A_0$ として与えた。いずれの鋼種においても実験範囲の圧縮では、圧縮ひずみの増加とともに引張強さおよび降伏強さがほぼ直線的に低下し続ける。また、圧縮による応力の低下率は、引張強さより降伏強さのほうが大きい。一方、それらを時効処理すると引張特性は一様に向上し、引張強さで $40 \sim 75\text{MPa}$ 、降伏強さで $25 \sim 120\text{MPa}$ 増加する。ことに圧縮ひずみの大きい場合の向上が大きい。この時効処理により、圧縮によって低下した降伏強さ、引張強さはともにほぼ圧縮前のレベルに回復した。

Fig. 9 (a) ~ (d) は、Fig. 5の結果から Steel A, B について圧縮前の降伏強さ、引張強さと、時効処理した後のそれらの増減率を求めたものである。Steel A, B ともほぼ同様の傾向を示す。

直径増加 1.5% (ひずみ 0.03) の圧縮による降伏強さの低下量は、Steel A ; 14.8% 、Steel B ; 17.3% 。引張強さの低下量は、Steel A ; 7.1% 、Steel B ; 6.5% となった。

一方、伸線後の圧縮ひずみ 0.03 以内では時効処理により、ほぼ圧縮前素材の降伏強さ、引張強さに回復する。よって伸線後に最終必要強度を与えておけばボルト成形時のバウシinger効果による強度低下分は時効処理で回復できることが分かる。

第1次バウシinger効果は Steel A のほうが明確に大きかったが、この第2次バウシinger効果においては材料差はほとんど見られなかった。即ち、非調質型高張力ボルトの製造は第1次バウシinger効果の高い条件を選定し、ボルト成形後に時効処理によって軸部強度低下を回復させておけば所定の強度を達成することが明らかになった。

4 考 察

本稿において第1次バウシinger効果は、炭素量が多く、圧延後の冷却速度の高い場合にことに大きく現れることを見た。一方、第2次バウシinger効果は第1次バウシinger効果に比べて材料による差は小さく、降伏強

(a) Steel A, Yield strength

(b) Steel A, Tensile strength

(c) Steel B, Yield strength

(d) Steel B, Tensile strength

Fig. 9. Reduction rate of yield strength and tensile strength after compression and after aging compared with as drawn wires.

さおよび引張強さに関してもほぼ同等である。

さらに、圧縮後の時効処理によって降伏強さ、引張強さは一様に上昇し、その上昇量は圧縮ひずみとともに大きくなる。また、引張強さの上昇より降伏強さの上昇の方が大きい。このことは第2次バウシinger効果が引張強さよりも降伏強さに大きく発現することに関与していると思われる。

第1次バウシinger効果が大きければ第2次バウシinger効果も大きいことが予想されるが、ここではその相関性はほとんど見られなかった。ここで定義した第1次バウシinger効果は、伸線によって与える予ひずみは0.3～0.5ほどあり、しかもその後の圧縮ひずみは1.0～1.5に上る。一方、第2次バウシinger効果は、第1次予ひずみ0.3～0.5に0.03 (1.5%) 程度の第2次予ひずみを与えた後の引張降伏時すなわち0.2%永久ひずみに対応する応力のとき、および引張強さの発現時即ちひずみがおよそ0.1～0.2前後の時である。

これまでのバウシinger効果の研究の多くは降伏点を超えて数%の範囲のひずみ域を対象としているため、それらの知見とこの結果を対比することは困難である。

Ringらは本稿と同じような観点で伸線(直径10.5mm

→直径7.2mm)後に圧縮した素材を引張試験して0.2%降伏強さの低下が1.7%圧縮材で条件によっては最大40～50%に達するとしている。⁴⁾その時用いられた鋼種は炭素量が0.08～0.15%と本稿の種々の鋼種と比較して低い部類に属するものである。ところが第2次バウシinger効果に相当するものは本稿の鋼種よりかなり大きい。圧延後の冷却条件の影響が大きいが前述した本稿の冷却設備は線材製造の設備としては非常に冷却速度の高い条件を用いているので、それより高い条件で冷却していることは考えにくい。伸線後の圧縮においてここではほとんど曲げ変形を受けないよう細心の注意を払って行った。一般にバウシinger効果の実験では短尺の試験片で実施されていることが多いため曲げ変形が発生しやすく、その場合圧縮により局部変形が起こって、降伏が低荷重で起こる可能性がある。ここではそうした懸念は全くないのでバウシinger効果が小さめに出たことが考えられる。

一方、降伏強さと引張強さは時効処理によって大きく上昇する。時効処理による強度の上昇は、鉄中に固溶している炭素や窒素が573Kの加熱によって転位と結合し、動きを拘束するためにその後の変形抵抗を上げるものである。従って、圧縮ひずみの増加によって転位の消滅、

Fig. 10. Influence of compression strain on X-ray half value breadth. Steel A as drawn wire.

発生が起こるが、その後の引張における降伏強さや引張強さの低下に関わるのは圧縮時に動いて逆応力を発生させる状態になっている転位と考えられる。

そこで、伸線後の圧縮によって転位密度がどのような変化をするかX線回折法による半価幅 β を近似的指標として用いることによって検討した。Steel Aの伸線材を用い、X線は平行ビーム応力測定設備によりCr-K α 線を当てて α 鉄の(211)面の回折を得た。この半価幅を圧縮ひずみに対応して整理したのがFig. 10で、伸線後のひずみ0.04の圧縮過程ではほとんど転位密度は変化しないことが分かる。これは伸線で導入された転位の圧縮による消滅と、新たな転位の発生がほぼ相殺したものと考えられる。

このように転位密度が変化しない領域、即ち圧縮ひずみ1～2%の負荷後において時効処理を施すと、転位に炭素、窒素が結合して変形抵抗を上げ、ひずみ0.03以下では伸線まま材の降伏強さ σ_y 、引張強さ σ_B まで回復することが明らかになった。こうした結果は、バウシinger効果の原因となる逆方向応力によって容易に動く転位が、時効によって炭素、窒素の固着が起こりバウシinger効果の発現を押さえ込むためと考えられる。

5 結 論

伸線後のボルト頭部据込み時に発生するバウシinger効果、およびその時同時に生じるボルト軸部の圧縮による軸部強度低下とそれを補完する時効の影響について実験し、以下の結論を得た。

(1) 伸線後の頭部据込み成形時に発現する第一次バウ

シinger効果を高めるには、炭素量増加とともに、圧延後の急冷によるパーライト分率の増加が有効であり、マンガン、シリコン、ニオブ等の影響は小さい。

(2) 伸線材の頭部据込み成形時にボルト軸部もダイスクリアランスの範囲内において軸方向の圧縮塑性変形を受けるため、ボルト成形後の軸引張時に降伏強さ20%以内、引張強さ10%以内の低下が起こる。この軸部の第二次バウシinger効果の発現には鋼種の影響は大きくない。

(3) 伸線後の軸部圧縮工程において、X線半価幅はほとんど変化せず、この過程において転位の発生消滅のバランスが取れていることが明らかとなった。この状態で時効させると圧縮時に逆応力を発生していた転位を固定し、引張時の動きを拘束して強度が上昇する。

(4) 軸部の圧縮による強度低下に対して時効の影響は大きく、0.03以下のひずみに対しては573Kではほぼ軸圧縮前の降伏強さ、引張強さに回復する。この回復率は圧縮予ひずみが大きく引張時に発現するバウシinger効果の大きい場合ほど大きい。

以上の結果、ボルト頭部据込み成形時にはバウシinger効果を極力大きく利用できる材料を選定するとともに、同時に起こるボルトの軸部強度低下を抑える時効処理条件を見出すことが出来た。

参 考 文 献

- 1) 芹川修道, 熱処理, **24**, 25 (1984).
- 2) 三木武司, 戸田正弘, 材料, **38**, 398 (1989).
- 3) E. Walper, H. Koehler, K. Esselborn and G. Roth, Steel Research, **64**, 437 (1993).
- 4) M. Ring and W. Dahl, *ibid.*, **64**, 522 (1993).
- 5) 熊倉重典, 日本機械学会誌, **70**, 1287 (1967).
- 6) D. N. Williams, Metall. Trans. A, **11A**, 1629 (1980).
- 7) C.-C. Li, J. D. Flasck, J. A. Yaker and W. C. Leslie, *ibid.*, **9A**, 85 (1978).
- 8) D. V. Wilson, Acta Met., **13**, 807 (1965).
- 9) 友田 陽, 田村今男, 鉄と鋼, **67**, 439 (1981).
- 10) K. Osakada, T. Kawasaki and K. Mori, Ann. C. I. R. P., **30**, 135 (1981).